



Ministério da Educação
Universidade Federal do Paraná
Setor de Tecnologia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica (PG-Mec)

ALEXANDRE DE CASTRO LOPES

**AVALIAÇÃO DA SOLDABILIDADE DOS AÇOS INOXIDÁVEIS
FERRÍTICOS EXTRA BAIXO INTERSTICIAIS EBI/P444**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná, como requisito parcial à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Ramón Cortés Paredes, Dr. Eng.

Curitiba, 21 de janeiro de 2005.

TERMO DE APROVAÇÃO

ALEXANDRE DE CASTRO LOPES

AVALIAÇÃO DA SOLDABILIDADE DOS AÇOS INOXIDÁVEIS FERRITICOS EXTRA
BAIXO INTERSTICIAIS EBI/P444

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA COMO REQUISITO PARCIAL
À OBTENÇÃO DO TÍTULO DE

MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA

E APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DO SETOR DE TECNOLOGIA DA
UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Ramón Cortés Paredes (Presidente)
Departamento de Engenharia Mecânica, UFPR

Prof. Karin Soldatelli Borsato, Dra. Engº.
Departamento de Engenharia Mecânica, PUCPR

Prof. Ana Sofia C.M. de Oliveira, PhD.
Departamento de Engenharia Mecânica, UFPR

Prof. Regina M. H. P. Rodriguez, Dra. Engº.
Departamento de Engenharia Mecânica, UFPR

Curitiba, 21 de Janeiro de 2005

DEDICATÓRIA

Dedico esta dissertação aos meus pais, irmãos e esposa, que sempre contribuíram para o meu crescimento pessoal.

AGRADECIMENTOS

Agradeço imensamente a todas as pessoas que contribuíram para a realização deste trabalho, em especial:

- Ao PGMEC – Programa de Pós-Graduação de Engenharia Mecânica;
- Ao CENPES – Centro de Pesquisas da Petrobrás – pelo material fornecido;
- Ao LACTEC – Instituto de Tecnologia para o Desenvolvimento, pelos equipamentos de soldagem utilizados e pelo laboratório de corrosão;
- Ao meu orientador Prof. Dr. Prof. Ramón Cortés Paredes pela orientação deste trabalho, realizada com dedicação e motivação e pelo incentivo durante todo o período de mestrado;
- Ao Prof. Dr. José Maurílio da Silva, pela ajuda e ensinamentos de corrosão durante o ensaio eletroquímico de corrosão;
- Aos engenheiros Eng^a. Daniela Bianchi e Eng. Hélio Padilha pela ajuda nos ensaios realizados no laboratório de materiais do Departamento de Engenharia Mecânica da UFPR;
- Ao Eng. Fabiano Brasil e ao Químico Murilo pela ajuda nos ensaios de corrosão realizados no laboratório de corrosão do LACTEC;
- Aos bolsistas Bruno, Joceli e João do laboratório do LACTEC, pela ajuda durante a soldagem e preparação dos corpos de prova;
- A todos os que participaram diretamente ou indiretamente na realização deste trabalho;
- A minha esposa Marli que sempre me incentivou e apoiou na realização deste trabalho;
- A DEUS por tornar possível a realização deste trabalho.

RESUMO

Este trabalho refere-se ao estudo da soldabilidade do aço inoxidável ferrítico extra baixo intersticiais EBI/P444 estabilizado com Nb e Ti, que possui excelentes propriedades de resistência à corrosão sob tensão (CST) e condutividade térmica similar às dos aços carbono cromo, possibilitando sua aplicação por soldagem (tipo lining) como proteção por barreira contra corrosão ácida.

Utilizando-se a metodologia estatística de Taguchi e os resultados obtidos por medições em laboratório, foi verificado a influência dos parâmetros de soldagem pelo processo TIG, nas propriedades mecânicas como resistência à tração, dobramento e microdureza da união soldada.

A região soldada foi avaliada em relação às mudanças microestruturais, comparando a microestrutura do metal base e da região soldada (zona fundida e zona termicamente afetada). Foi utilizada ciclagem térmica para avaliar as mudanças microestruturais do aço após a permanência a temperatura de 400°C em vários ciclos. Utilizando o procedimento de ensaio eletroquímico potenciodinâmico, foi possível avaliar a resistência à corrosão do aço ferrítico extra baixo intersticiais em relação ao aço austenítico AISI 304.

Neste estudo conclui-se que: a) A metodologia Taguchi mostrou que os fatores mais influentes no ensaio à tração foram o ângulo do eletrodo, velocidade de soldagem e fluxo de gás. b) Para a microdureza, constatou-se que a corrente foi o fator mais influente. c) A análise microestrutural indicou que houve crescimento de grão na região da zona termicamente afetada (ZTA) e a formação de precipitados de carbonetos devido ao calor gerado pela solda. d) Após a ciclagem térmica, foi evidenciado a possível presença de ferrita Widmanstätten e fase a', devido a permanência à temperatura de 400°C. e) Com relação à resistência à corrosão por pites, o aço EBI/P444 apresentou um maior poder protetor comparado ao aço inoxidável austenítico AISI304L.

ABSTRACT

This work presents the study of the weldability of the ferritic stainless steel (extra low interstitial - EBI/P444) stabilized with Nb and Ti, that possess excellent properties of resistance to the corrosion under tension (CST) and similar thermal conductivity to the steel carbon chromium, making possible its application (weldments) as protection for barrier against acid corrosion (type lining).

Using statistics methodology of Taguchi and the results gotten for measurements in laboratory, had been verified the influences of parameters of welding (GTAW) in the mechanical properties as tensile strength, bending and microhardness of the welded union.

The welded region was evaluated in relation to the microstructural changes, comparing the microstructure of the base metal and the welded region (casting zone and thermal affected zone). Thermal cycle was used to study the microstructural changes of the steel at the temperature of 400°C in some cycles. Using the procedure of electrochemical assay, it was possible to evaluate the resistance to the corrosion of ferritic stainless steel (extra low interstitial - EBI/P444) comparing with the austenitic steel AISI304.

This study concludes that: a) The Taguchi methodology showed that the factors most influential in the tensile strenght had been the angle of the electrode, speed of welding and gas flow. b) For the microhardness, was evidenced that the chain was the factor most influential. c) The microstructural analysis indicated that it had growth of grain in the region of thermal affected zone (ZTA) and formation of precipitated of carbides due to the heat generated for the weld. d) After the thermal cycle, was evidenced the possible precipitation of Widmanstätten ferrite and a' phase, due the permanence to the temperature of 400°C. e) Steel EBI/P444 presented better resistance to the corrosion for pites, comparing to the austenitic stainless steel AISI304L.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
2.1 Tipos e Características dos Aços Inoxidáveis	3
2.2. Aços Inoxidáveis Ferríticos.....	5
2.2.1. Características.....	5
2.2.2. Composição química	6
2.2.3. Propriedades mecânicas	7
2.2.4. Efeito dos elementos intersticiais na formação microestrutural e na formação de precipitados	8
2.2.5. Efeito do tamanho de grão nas propriedades mecânicas	13
2.2.6. Efeito dos elementos de liga nas propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis	17
2.2.7. Efeito do tipo de estabilização nas propriedades mecânicas de aços inoxidáveis	18
2.2.8. Resistência à corrosão dos aços ferríticos.....	19
2.3. Estabilidade eletroquímica.....	22
2.4. Soldagem dos aços inoxidáveis ferríticos	29
2.4.1. Processo de Soldagem TIG (GTAW).....	31
2.4.1.1. Gases de proteção	33
2.4.1.2. Metal de Adição	34
2.4.2. Metalurgia da Soldagem dos Aços inoxidáveis ferríticos.....	37
2.4.2.1. Alterações Microestruturais na Zona Termicamente Afetada (ZTA) ...	37
2.4.3. Efeitos da solda sobre as propriedades dos aços inoxidáveis ferríticos extra baixo intersticiais (EBI)	42
2.4.3.1. Precipitação de Carbonetos e Nitretos de Cromo em aços EBI.....	42
2.4.3.2. Transformações de Fases	45
2.5. Resistência à Corrosão dos aços inoxidáveis ferríticos extra baixo intersticiais	55
2.5.1. Resistência à Corrosão generalizada	55

2.5.2. Resistência à Corrosão intergranular	56
2.5.3. Resistência à Corrosão por Pites e Corrosão por fretas	57
2.5.4. Resistência à Corrosão sob tensão	58
2.5.5. Resistência à Corrosão Atmosférica.....	60
3. OBJETIVO	62
4. MATERIAIS E MÉTODOS	63
4.1. Material base.....	63
4.2. Soldagem	64
4.2.1. Determinação do procedimento e parâmetros de soldagem	64
4.2.2. Planejamento dos experimentos.....	65
4.2.3. Metal de Adição	68
4.3. Ensaios Mecânicos	68
4.3.1. Ensaio de Tração	68
4.3.2. Ensaio de Dobramento	70
4.3.3. Ensaio de Microdureza.....	71
4.4. Caracterização microestrutural.....	71
4.4.1. Microscópio ótico	71
4.4.1.1. Preparação dos corpos de prova para metalografia	72
4.5. Ciclagem térmica.....	72
4.6. Ensaios de resistência à corrosão (Eletroquímico).....	73
5. RESULTADOS OBTIDOS E DISCUSSÃO	77
5.1. Ensaios Mecânicos	77
5.1.1. Ensaio de Tração	77
5.1.1.1. Análise da influência das variáveis de processo sobre a resistência à tração	78
5.1.2. Ensaio de Dobramento	83
5.1.3. Medição da Microdureza	86
5.1.3.1. Análise da influência das variáveis de processo sobre a microdureza..	91
5.2. Caracterização Microestrutural	94
5.3. Ciclagem térmica.....	112
5.4. Ensaio de resistência à corrosão	123

6. CONCLUSÃO	126
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	128
8. REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA	129
9. ANEXO	136

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Diagrama de Fase Fe-Cr segundo Kubaschewski	6
Figura 2 – Deslocamento da linha de separação dos campos δ e (α e δ) no sistema Fe-Cr através de adições de carbono e nitrogênio	9
Figura 3 – Microestrutura de um aço AISI430	10
Figura 4 – Diagrama binário Cromo-Carbono	11
Figura 5 – Diagrama Fe-Cr-C – Fases α e δ	11
Figura 6 – Diagrama Fe-Cr-C – Fases α e δ	12
Figura 7 – Carbonetos M ₆ C e M ₂₃ C em matriz CFC	13
Figura 8 – 8a) Efeito da temperatura no tamanho de grão → 1) sem nióbio; 2) com 0,6% de Nb e 0,08% (C+N). 8b) Efeito do tamanho do grão na temperatura de transição do aço AISI430.....	15
Figura 9 – Efeito da energia de soldagem no tamanho de grão da zona termicamente afetada de aços inoxidáveis ferríticos com 17% de Cr	16
Figura 10 – Comparação de custo e resistência à corrosão localizada entre aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos.....	21
Figura 11 – Esquema de CST com migração de cargas	23
Figura 12 – Curva de polarização potenciocinética e valores do potencial do eletrodo com CST	24
Figura 13 – Curvas de polarização potenciocinética e valores do potencial do eletrodo com CST intergranular e transgranular em solução de 10% NaCl à 288°C. a) Liga Al 600, b) Liga Al 800 e c) Aço Inoxidável AISI304.....	25
Figura 14 – Curva de polarização esquemática para o aço austenítico em solução de ácido sulfúrico.....	26
Figura 15 – Curvas de polarização do aço inoxidável AISI 321	28
Figura 16 – Curva potenciodinâmica do aço 304L sem tratamento. NaCl 3,5%	29
Figura 17 – Diagrama de Schaeffler.....	31
Figura 18 – Ponta da tocha do processo de soldagem TIG	32
Figura 19 – Preparação da junta para soldagem de aço inoxidável.....	34

Figura 20 – Temperatura de formação da microestrutura da solda de um aço inoxidável ferrítico que atravessa o campo bifásico (a + ?)	38
Figura 21 – Microestrutura da solda de um aço inoxidável ferrítico não estabilizado.	39
Figura 22 – Microestrutura do cordão de solda do processo TIG	40
Figura 23 – Microestrutura da solda de um aço inoxidável ferrítico estabilizado com nióbio.....	41
Figura 24 – Influência do C e N sobre a tenacidade à temperatura ambiente para aços Fe-Cr.....	42
Figura 25 – Cordão de Solda em aço inoxidável tipo AISI 446	43
Figura 26 – Esquema comparativo da cinética de precipitação de carbonetos de cromo para diferentes tipos de aços inoxidáveis.....	44
Figura 27 – Diagrama TTP para o início de precipitação da fase ? em um aço austenítico contendo molibdênio	46
Figura 28 – Diagrama Fe-Mo desenvolvido por Kubaschewski	47
Figura 29 – Influência da temperatura de 475°C na dureza de diferentes aços	49
Figura 30 – Diagrama TTT para fragilização dos 475°C.....	50
Figura 31 – Efeito da quantidade de Cr e C na estabilidade da austenita a elevada temperatura.....	51
Figura 32 – Microestrutura Fe-0,15%C. A amostra foi austenitizada, mantida a temperatura de 500°C por 2 s e resfriada à temperatura ambiente.	52
Figura 33 – O efeito do tipo de interface na morfologia do crescimento do precipitado.	53
Figura 34 – Diagrama (Morfologia x tempo x temperatura).....	53
Figura 35 – Zona fundida e ZTA – Soldas pelo processo GTAW – Ataque oxálico 10% (500 x)	56
Figura 36 – Efeito do Cr e Mo sobre a resistência por pites, por fretas e a baixas tensões.....	57
Figura 37 – Valor de pH de Depassivação em solução 2M NaCl	58
Figura 38 – Trinca de corrosão sob tensão em aço inoxidável austenítico	60
Figura 39 – Resultado após 2 anos de exposição.....	61
Figura 40 – Corpo de prova e gabarito para soldagem	64

Figura 41 – Ângulo de afiação do eletrodo de tungstênio	66
Figura 42 – Corpos de prova de tração	69
Figura 43 – Corpos de prova para ensaio de tração	69
Figura 44 – Corpos de prova para dobramento.....	70
Figura 45 – Posição da medição de microdureza	71
Figura 46 – Gráfico de Ciclagem Térmica	73
Figura 47 - Posição das medições eletroquímicas	75
Figura 48 - Célula utilizada nos ensaios eletroquímicos com eletrodo estacionário. ...	76
Figura 49 - Curva Tensão deformação dos corpos de prova 1A.....	78
Figura 50 - Análise da influência das variáveis de soldagem na resistência à tração ...	79
Figura 51 - Resultados da ANOVA dos dados de tração.	79
Figura 52a - Corpo de prova soldado com parâmetro nº7 após ensaio de dobramento	83
Figura 52b - Corpo de prova soldado com parâmetro nº7 após ensaio de dobramento.	83
Figura 53 - Região da ZTA do corpo de prova soldado com parâmetro nº7 após ensaio de dobramento	84
Figura 54 - Região da ZTA do corpo de prova soldado com parâmetro nº7 após ensaio de dobramento	84
Figura 55 - Região da ZTA do corpo de prova soldado com parâmetro nº7 após ensaio de dobramento	85
Figura 56 - Gráfico de dureza na região da ZTA do corpo de prova Nº 1	86
Figura 57 - Gráfico de dureza na região da ZTA do corpo de prova Nº 2	87
Figura 58 - Gráfico de dureza na região da ZTA do corpo de prova Nº 3	87
Figura 59 - Gráfico de dureza na região da ZTA do corpo de prova Nº 4	88
Figura 60 - Gráfico de dureza na região da ZTA do corpo de prova Nº 5	88
Figura 61 - Gráfico de dureza na região da ZTA do corpo de prova Nº 6	89
Figura 62 - Gráfico de dureza na região da ZTA do corpo de prova Nº 7	89
Figura 63 - Gráfico de dureza na região da ZTA do corpo de prova Nº 8	90
Figura 64 - Gráfico de dureza na região da ZTA dos corpos de prova nº 1 ao nº 8	90

Figura 65 - Análise da influência das variáveis de soldagem na microdureza da ZTA.	91
Figura 66 - Resultados da ANOVA dos dados da medição da microdureza da ZTA...	92
Figura 67 – Microestrutura do Metal de Base, Região da Zona Fundida e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°1	94
Figura 68 - Microestruturura do aço P444 sem soldagem.....	95
Figura 69 – Microestrutura da Região da Zona Fundida (ZF) e Zona Termicamente Afetada (ZTA) da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°1	96
Figura 70 - Microestrutura da Região da Zona Fundida e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°1	96
Figura 71 – Microestrutura da Zona Fundida da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°1	97
Figura 72 – Microestrutura da Região da Zona Fundida e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°2	97
Figura 73 – Microestrutura da Região da Zona Fundida e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°2	98
Figura 74 - Microestrutura da Região da Zona Fundida e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°2	98
Figura 75 – Microestrutura da Região da Zona Fundida e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°3	99
Figura 76 - Microestrutura da Região da Zona Fundida e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°3	99
Figura 77 - Microestrutura da ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°3	100
Figura 78 - Microestrutura da Região da Zona Fundida e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°4	100
Figura 79 - Microestrutura da Região da Zona Fundida e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°4	101
Figura 80 - Microestrutura da Região da Linha de Fusão da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°4	101

Figura 81 - Microestrutura da Região da Zona Fundida e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°5	102
Figura 82 - Microestrutura da Região da Zona Fundida e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°5	102
Figura 83 - Microestrutura da Região da Zona Fundida e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°5	103
Figura 84 - Microestrutura da Região da Zona Fundida e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°6	103
Figura 85 - Microestrutura da Região da Zona Fundida e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°6	104
Figura 86 - Microestrutura da Região da Zona Fundida da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°6	104
Figura 87 - Microestrutura da Região da Zona Fundida e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°7	105
Figura 88 - Microestrutura da Região da Zona Fundida e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°7	105
Figura 89 - Microestrutura da Região da Zona Fundida da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°7	106
Figura 90 - Microestrutura da Região da Zona Fundida e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°8	106
Figura 91 - Microestrutura da Região da Zona Fundida e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°8	107
Figura 92 - Microestrutura da Região da ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°8.....	107
Figura 93 – Microestrutura da Região da Zona Fundida, e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°1. Ataque eletroquímico. (100x).	108
Figura 94 – Previsão de microestrutura para solda.	109
Figura 95 – Microestrutura da ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°1. Ataque eletroquímico. (500x).....	110
Figura 96 - Microestrutura da Região da ZTA da amostra soldada após ciclagem térmica. Ciclo nº1.....	112

Figura 97 - Microestrutura da Região da ZTA da amostra soldada após ciclagem térmica. Ciclo nº1.....	113
Figura 98 - Microestrutura da Região da ZTA da amostra soldada após ciclagem térmica. Ciclo nº1.....	113
Figura 99 - Microestrutura da Região da ZTA da amostra soldada após ciclagem térmica. Ciclo nº2.....	114
Figura 100 - Microestrutura da Região da ZTA da amostra soldada após ciclagem térmica. Ciclo nº2.....	114
Figura 101 - Microestrutura da Região da ZTA da amostra soldada após ciclagem térmica. Ciclo nº2.....	115
Figura 102 - Microestrutura da Região da ZTA da amostra soldada após ciclagem térmica. Ciclo nº3.....	115
Figura 103 - Microestrutura da Região da ZTA da amostra soldada após ciclagem térmica. Ciclo nº3.....	116
Figura 104 - Microestrutura da Região da ZTA da amostra soldada após ciclagem térmica. Ciclo nº3.....	116
Figura 105 - Microestrutura da Região da ZTA da amostra soldada após ciclagem térmica. Ciclo nº5.....	117
Figura 106 - Microestrutura da Região da ZTA da amostra soldada após ciclagem térmica. Ciclo nº5.....	117
Figura 107 - Microestrutura da Região da ZTA da amostra soldada após ciclagem térmica. Ciclo nº5.....	118
Figura 108 - Microestrutura da Região da ZTA da amostra soldada após ciclagem térmica. Ciclo nº5.....	118
Figura 109 - Microestrutura da Região da ZTA da amostra soldada após ciclagem térmica. Ciclo nº5.....	119
Figura 110 - Microestrutura da Região da ZTA da amostra soldada após ciclagem térmica. Ciclo nº5.....	119
Figura 111 – Gráfico de dureza após 1º ciclo - Média = 233 HV	120
Figura 112 – Gráfico de dureza após 5º ciclo - Média = 259 HV	120

Figura 113 - Microestrutura da Região da ZTA da amostra soldada após ciclagem térmica. Ciclo nº5.....	122
Figura 114 – Comparativo entre as curvas potenciodinâmicas do aço EBI/P444 com solda e sem solda. NaCl 3,5%	123
Figura 115 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 1A.....	136
Figura 116 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 1B	136
Figura 117 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 1C	137
Figura 118 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 2A.....	137
Figura 119 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 2B	138
Figura 120 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 2C	138
Figura 121 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 3A.....	139
Figura 122 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 3B	139
Figura 123 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 3C	140
Figura 124 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 4A.....	140
Figura 125 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 4B	141
Figura 126 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 5A.....	141
Figura 127 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 5B	142
Figura 128 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 5C	142
Figura 129 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 6A.....	143
Figura 130 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 6B	143
Figura 131 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 6C	144
Figura 132 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 7A.....	144
Figura 133 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 7B	145
Figura 134 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 7C	145
Figura 135 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 8A.....	146
Figura 136 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 8B	146
Figura 137 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 8C	147

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química de alguns aços inoxidáveis ferríticos	7
Tabela 2 – Propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos	8
Tabela 3 – Composição química das ligas convencionais e das novas ligas de aços inoxidáveis ferríticos	22
Tabela 4 – Valores de taxa de corrosão para $1\mu\text{A}/\text{cm}^2$	27
Tabela 5 – Teores máximos de intersticiais (C + N) para uma adequada ductilidade e resistência à corrosão na condição como soldada em ligas Fe-Cr.	30
Tabela 6 – Características dos gases de proteção utilizados no processo TIG	33
Tabela 7 – Composição química de arames e varetas de algumas classes de aço inoxidável conforme a AWS A5.9-93	35
Tabela 8 – Propriedades mecânicas do metal de solda para aços ao cromo e Cr-Ni ...	36
Tabela 9 – Corrosão generalizada em alguns aços (Aço carbono, Aços inoxidáveis Ferríticos e Austeníticos e aços inoxidáveis Ferríticos Extra Baixo Intersticiais) .	55
Tabela 10 – Composição química do aço inoxidável P444	63
Tabela 11 - Propriedades Mecânicas do Aço AISI444	63
Tabela 12 - Propriedades Físicas do Aço AISI444, AISI304 e AISI316	63
Tabela 13 – Matriz ortogonal de Taguchi L8.....	65
Tabela 14 – Matriz dos parâmetros para soldagem.....	67
Tabela 15 – Energia de soldagem calculada pela equação 6 para os parâmetros utilizados.....	67
Tabela 16 – Composição química do metal de adição ER317 (AWS, 1993).....	68
Tabela 17 - Resultados do ensaio de tração das uniões soldadas.....	77
Tabela 18 – Média dos resultados do ensaio de tração.....	82
Tabela 19 –Resumo dos valores característicos obtidos das curvas de polarização..	124
Tabela 20 - Resultados das medições de microdureza Vickers.	148

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CFC	Cúbica de Face Centrada
ZTA	Zona Termicamente Afetada
MB	Metal Base
ZF	Zona Fundida
GTAW	Processo de soldagem TIG
EBI	Extra Baixo Intersticiais
CST	Corrosão Sob Tensão
Cr	Cromo
Ni	Níquel
C	Carbono
N	Nitrogênio
Ti	Titânio
Nb	Nióbio
Al	Alumínio
Mo	Molibdênio
Fe	Ferro

1. INTRODUÇÃO

A primeira geração de aços inoxidáveis ferríticos apresenta o teor de cromo entre 17% a 27%, sendo este o único elemento ferritizante (AISI430, 442, 446), possuindo uma boa resistência à corrosão. No entanto quando são unidos por soldagem, sofrem corrosão intergranular. Este fenômeno é conhecido como sensitização, e ocorre pela precipitação de carboneto de cromo na faixa de temperatura entre 450 °C a 900 °C. Isto pode ocorrer também quando realizado tratamento térmico entre as temperaturas acima citadas, preferencialmente a 750 °C.

A segunda geração (AISI405, 409) apresenta o teor de carbono (C) menor e introduziram-se elementos ferritizantes como o alumínio (Al) e o titânio (Ti), permitindo a diminuição do teor de cromo (Cr). Devido a sua má soldabilidade, que reduz drasticamente a ductilidade, tenacidade e resistência à corrosão intergranular e sua relativa corrosão generalizada, o uso dos aços inoxidáveis ferríticos limita-se a meios corrosivos não muito severos. Os aços inoxidáveis austeníticos com cerca de 18% Cr e 8% Ni (AISI304, 304L, 316, 316L, 321, 347), apresentam boas propriedades de soldabilidade e conformação e um excelente comportamento em alguns meios corrosivos, mas possuem uma baixa resistência à corrosão em ácidos redutores e baixa resistência à corrosão sob tensão (CST) em meio que contem cloretos.

Nos últimos 15 anos iniciou-se o estudo dos aços ferríticos com o objetivo de aproveitar sua excelente resistência à CST no estado recozido, tanto em $MgCl_2$ como em diversas soluções de NaCl. As principais conclusões dos estudos realizados foram que a deterioração das propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis ferríticos ao aumentar o teor de Cr se deve a presença dos intersticiais como o C e nitrogênio (N). Com o trabalho conjunto da diminuição da presença dos elementos intersticiais mais a estabilização de elementos como nióbio (Nb), titânio (Ti) e molibdênio (Mo), foi possível criar ligas ferríticas com melhores características de ductilidade, soldabilidade e resistência à corrosão e manutenção da sua excelente resistência à corrosão sob tensão.

Com relação à aplicação dos aços inoxidáveis ferríticos, especialmente os mais modernos, de forma especial os aços inoxidáveis ferríticos extra baixo intersticiais

estabilizados com Nb e Ti, estes poderiam substituir alguns aços inoxidáveis austeníticos.

No caso do processo de refino do petróleo são utilizados os aços inoxidáveis austeníticos como proteção por barreira (tipo lining) de estruturas de aços ao carbono cromo, quando expostos a meios ácidos, principalmente H_2S a elevada temperatura (220 °C até 400 °C). No entanto, quando se soldam aços inoxidáveis austeníticos com os aços ao carbono cromo, a região de união do aço inoxidável com o aço carbono fica fragilizada pela precipitação de carboneto de cromo e quando em condições de serviço a quente as uniões soldadas ficam fortemente solicitadas e fragilizam-se até trincar.

O problema da fragilização de uniões soldadas de aços ao carbono cromo com os aços inoxidáveis austeníticos, principalmente ocorrem pela diferença de condutividade térmica de ambos aços, o que produz solicitações muito elevadas à união soldada.

Com o surgimento dos aços inoxidáveis ferríticos extra baixo intersticiais estabilizados com Nb e Ti, apresenta-se uma alternativa de solução ao problema da fragilização das uniões soldadas dos aços inoxidáveis austeníticos. Portanto, a avaliação da soldabilidade dos aços inoxidáveis ferríticos extra baixo intersticiais estabilizados com Nb e Ti é a motivação desta dissertação de mestrado, sendo o foco principal, a abordagem da soldabilidade dos aços inoxidáveis ferríticos entre si, para verificar se a soldagem produz mudanças significativas nas propriedades mecânicas e de corrosão.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Esta revisão bibliográfica trata da classificação dos aços inoxidáveis ferríticos. Serão citados alguns aspectos relacionados à composição química e de microestrutura que afetam as propriedades mecânicas destes aços. Posteriormente serão citadas as variáveis que afetam a soldabilidade dos aços inoxidáveis ferríticos e apresentadas características da liga ferrítica EBI/P444, motivo de estudo desta dissertação de mestrado.

2.1 Tipos e Características dos Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são ligas ferrosas que contêm Cr, comumente, Ni, e em vários casos, outros elementos de liga. O Cr é o principal responsável pela resistência à corrosão destes aços. Este elemento é um metal menos nobre que o ferro nas séries eletroquímicas, isto é, o cromo, em princípio é menos resistente à corrosão do que o ferro. Entretanto, em contato com o ar atmosférico ou outro ambiente oxidante, existe a tendência de se formar rapidamente uma camada de óxido de cromo na superfície destas liga, altamente estável e resistente a muitos meios corrosivos (MODENESI, 2001).

Apesar de aços com apenas 5% de cromo já serem mais resistentes à corrosão do que os aços comuns, convencionalmente, a definição de “aços inoxidáveis” é reservada para ligas Fe-Cr ou Fe-Cr-Ni contendo pelo menos 10 a 12% de Cr. Esta concentração corresponde ao mínimo que é geralmente considerado como necessário para garantir uma resistência à corrosão atmosférica razoável (FARIA, 2000).

A resistência à corrosão que caracteriza as ligas Fe-Cr à temperatura ambiente, é também observada a altas temperaturas. O níquel desempenha um papel importante na resistência à fluência. Este elemento tende a alterar a estrutura cristalina do material que passa a ser austenítica (CFC), alterando algumas das propriedades mecânicas (MODENESI, 2001).

Além dos principais elementos Fe, Cr, Ni, os aços inoxidáveis tem em menor quantidade outros elementos tais como: Carbono, Silício (Si), Manganês (Mn),

Molibdênio e Nitrogênio, resultantes dos materiais utilizados na fabricação do aço ou adicionados para facilitar a sua fabricação ou modificar algumas propriedades. Os elementos indesejáveis podem ser citados como: oxigênio (O), fósforo (P) e enxofre (S) (ASM, 1990; PICKERING, 1976).

Durante o trabalho a quente, a microestrutura de um aço inoxidável dependerá do balanço e da capacidade de seus diversos componentes em estabilizar a austenita ou a ferrita na microestrutura até a temperatura ambiente (MODENESI, 2001).

Os aços inoxidáveis ferríticos são ligas Fe-Cr predominantemente ferríticas em qualquer temperatura até a sua fusão. Tem entre 12% a 30% de cromo e baixo teor de carbono. Como não são austenitizados, estes aços não podem ser endurecidos por têmpera e sua granulação só pode ser refinada por combinação de trabalho mecânico e recozimento de recristalização. Apresentam uma boa resistência à corrosão e à oxidação (MODENESI, 2001; PAREDES, 1999; PADILHA, 1994).

Os aços inoxidáveis martensíticos são ligas Fe-Cr que contém entre 12% a 18% de cromo e entre 1% e 0,5% de carbono, que podem ser austenitizadas se forem aquecidas a uma temperatura adequada. Devido ao seu elevado teor de liga, estes aços apresentam uma elevada temperabilidade e podem apresentar uma estrutura completamente martensítica em peças de grande espessura mesmo após um resfriamento ao ar. Sua resistência à corrosão tende a ser inferior a dos outros tipos. São adequados em aplicações que requerem elevada resistência mecânica, dureza e resistência à abrasão (MODENESI, 2001; PAREDES, 1999; PADILHA, 1994).

Os aços inoxidáveis austeníticos são ligas principalmente de Fe-Cr-Ni. Apresentam estrutura austenítica, não sendo endurecíveis por tratamento térmico. São entre os aços inoxidáveis, os materiais de melhor soldabilidade e resistência à corrosão. À temperatura ambiente apresentam um baixo limite de escoamento, alto limite de resistência e alta ductilidade (MODENESI, 2001; PAREDES, 1999; PADILHA, 1994).

Os aços inoxidáveis duplex são ligas que contém cerca de 18% a 30% de Cr, 1.5% a 4.5% de Mo e adições de elementos formadores e estabilizantes da austenita, principalmente o níquel e o nitrogênio, de maneira a formar uma microestrutura, à temperatura ambiente, formada de partes iguais de ferrita e austenita. Estes aços

possuem uma elevada resistência à corrosão, elevada resistência mecânica e boa soldabilidade.

Já os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação são obtidos através de adição de liga como cobre, titânio, nióbio e alumínio. São capazes de desenvolver elevados níveis de resistência mecânica pela formação de finos precipitados, junto com a microestrutura martensítica, ductilidade e tenacidade superiores à outros aços de resistência similar (MODENESI, 2001; PAREDES, 1999; PADILHA, 1994).

2.2. Aços Inoxidáveis Ferríticos

2.2.1. Características

À temperatura ambiente, os aços inoxidáveis ferríticos são formados basicamente por uma matriz de ferrita (α), isto é, uma solução sólida de cromo e outros elementos de liga em ferro, com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC). O carbono e o nitrogênio são elementos que estão presentes nesta fase na forma de precipitados (Carbonetos e nitretos de cromo). Pela figura 1 podemos verificar o diagrama de equilíbrio Fe-Cr (MODENESI, 2001; ASM, 1990; PAREDES, 1999; LULA, 1986; KUBASCHEWSKI, 1982).

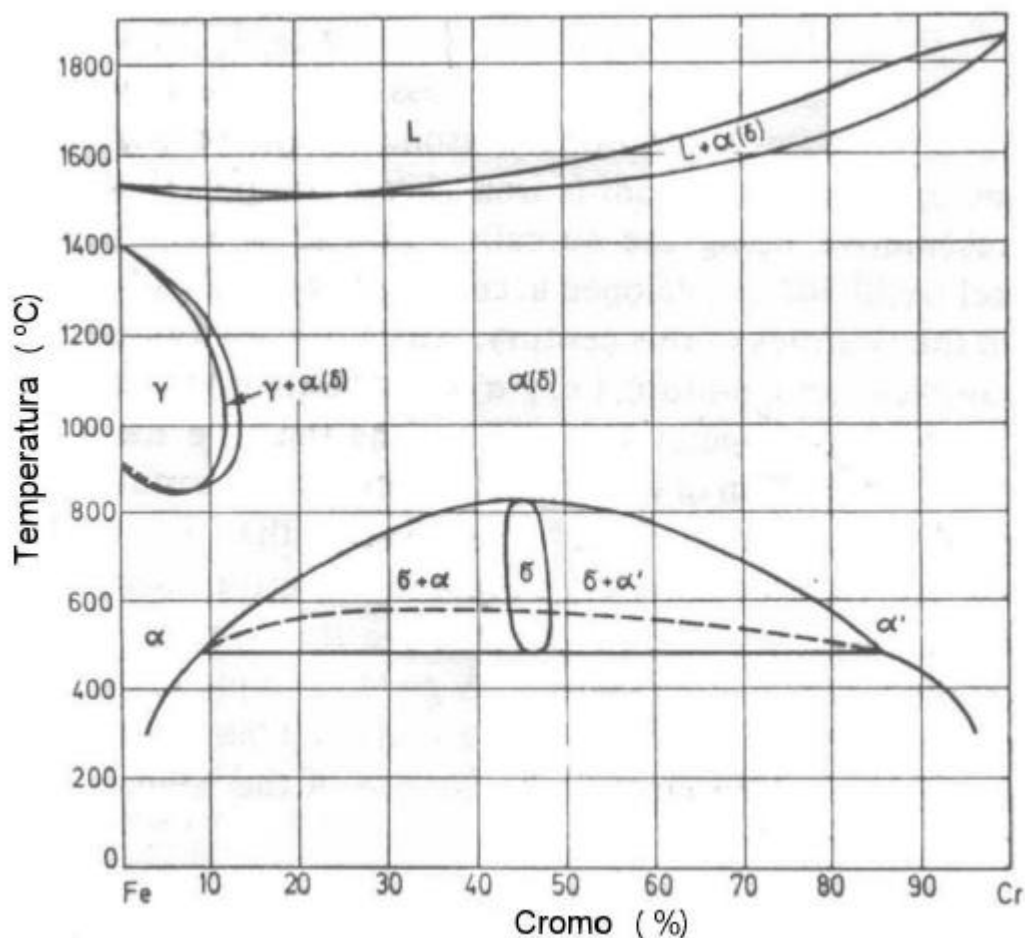


Figura 1 – Diagrama de Fase Fe-Cr segundo Kubaschewski. (KUBASCHEWSKI, 1982)

2.2.2. Composição química

Os aços inoxidáveis ferríticos se diferem basicamente através de sua composição química. A adição ou remoção de certos elementos, afeta diretamente as propriedades mecânicas do aço. Alguns aços inoxidáveis ferríticos podem ser destacados pelo elevado teor de carbono, podendo-se citar a liga AISI430. Aços como o AISI444 apresentam estabilização do carbono pela adição de Nb e Ti, podendo-se destacar menores teores de elementos intersticiais como C e N, graças ao advento de técnicas de refino mais acentuadas (FARIA, 2000). A relação destes aços inoxidáveis ferríticos com as respectivas composições químicas (% em peso) encontra-se na tabela 1.

Tabela 1 – Composição química de alguns aços inoxidáveis ferríticos (MODENESI, 2001).

Tipo AISI	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	N	Nb/Ti
405	0,08	1,0	1,0	0,04	0,03	11,5-14,5	-	-	-	-
409	0,08	1,0	1,0	0,05	0,04	10,5-11,7	0,5	-	-	-
430	0,12	1,0	1,0	0,04	0,03	16-18	-	-	-	-
430F	0,12	1,3	1,0	0,06	0,15	16-18	-	0,6	-	-
430FSe	0,12	1,3	1,0	0,06	0,06	16-18	-	-	-	-
439	0,12	1,0	1,0	0,04	0,03	16-18	-	0,75-1,2	-	-
442	0,20	1,0	1,0	0,04	0,03	18-23	-	-	-	-
443	0,20	1,0	1,0	0,04	0,03	18-23	0,5	-	-	-
444	0,025	1,0	1,0	0,04	0,03	17,5-19,5	1,0	1,75-2,5	0,035	*
446	0,20	1,5	1,0	0,04	0,03	23-27	-	-	0,25	-

(*) $0,2 + 4(C+N) \leq Ti + Nb \leq 0,8$

2.2.3. Propriedades mecânicas

Os aços inoxidáveis ferríticos quando comparados com os aços inoxidáveis austeníticos apresentam: menor limite de escoamento, menor alongamento, menor encruamento, menor tenacidade e ductilidade e menor resistência à corrosão generalizada (ASM, 1990; PAREDES, 1999; LULA, 1986). No entanto, são amplamente utilizados em meios que a corrosão sob tensão (CST) é um problema, onde os aços inoxidáveis austeníticos não tem bom desempenho.

A tenacidade dos aços inoxidáveis ferríticos tende a deteriorar com o aumento do tamanho de grão e do teor de C. Possuem menor resistência mecânica a alta temperatura que os aços austeníticos. Classes resistentes ao calor podem ser utilizadas até cerca de 870°C. (MODENESI, 2001).

A tabela 2 apresenta as propriedades mecânicas típicas de alguns aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos.

Tabela 2 – Propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos (FARIA, 2000; ACESITA, 2001).

Tipo AISI	Limite de Resistência à Tração	Limite de Escoamento – 0,2%(MPa)	Alongamento (%)	Dureza (HRB)
409	380	205	22	88
430	450	205	22	88
444	497	337	32	83
446	480	280	20	-
301	515	205	40	100
304	700	300	54	85
316	620	300	54	85
316L	515	170	40	95

A liga AISI444 (18%Cr-2%Mo) é uma das ligas baixo intersticial mais baratas e amplamente utilizadas. Suas propriedades são próximas às dos aços inoxidáveis convencionais, embora sua temperatura de transição seja menor (HAMMOND & GUNSTONE, 1981).

2.2.4. Efeito dos elementos intersticiais na formação microestrutural e na formação de precipitados

Pelo diagrama da figura 2 podemos verificar que o cromo é um elemento alfacênico, isto é, reduz o campo da austenita. A presença de elementos gamagênicos, como o carbono e o nitrogênio, expande o campo da austenita para maiores teores de cromo (MODENESI, 2001; PAREDES, 1999).

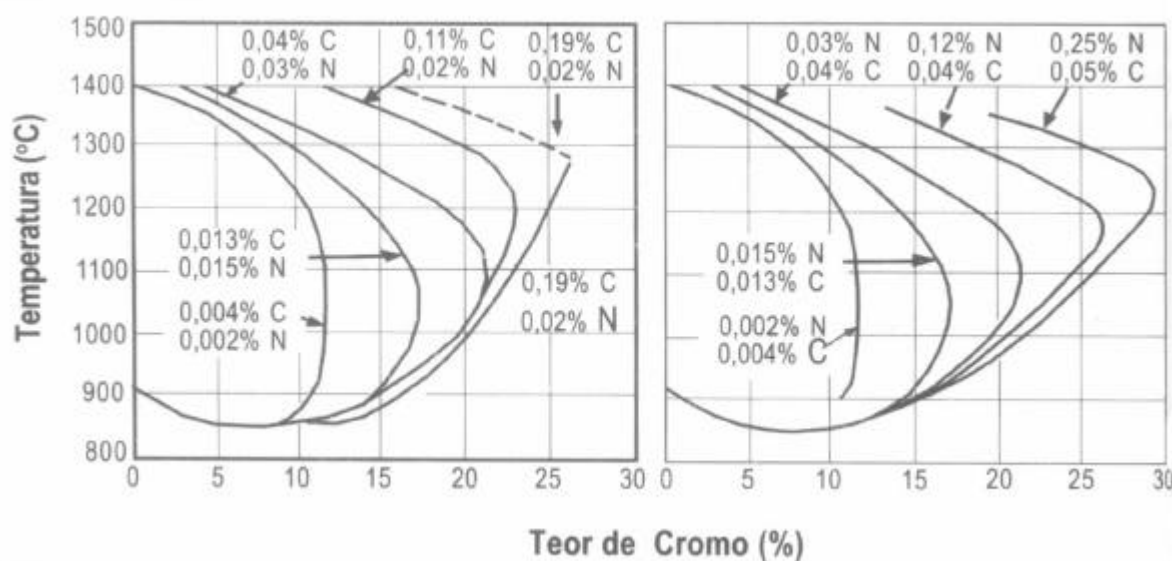


Figura 2 – Deslocamento da linha de separação dos campos γ e $(\alpha + \gamma)$ no sistema Fe-Cr através de adições de carbono e nitrogênio (PECKNER, 1977).

Quanto maior o teor de cromo, menor teor de intersticiais (C e N) ou maior a presença de elementos com maior afinidade com C e N, menor será a probabilidade de se obter austenita durante o aquecimento (MODENESI, 2001; DIETER, 1981).

A baixas temperaturas, os elementos intersticiais (C e N) ficam em grande parte na forma de precipitados de carbonetos e nitretos, que podem ser intergranulares ou intragranulares. Os carbonetos e nitretos se dissolvem, quando o material é aquecido acima de cerca de 1000°C, o que coincide, quando o teor de intersticiais for suficientemente elevado, com a formação de austenita. Quando o aço é resfriado, mesmo que rapidamente, os carbonetos e nitretos voltam a se formar se o teor de intersticiais for superior a 0,01%. O tamanho, quantidade, distribuição e condições de formação destes precipitados têm um importante efeito nas propriedades mecânicas e químicas destas ligas (MODENESI, 2001; SEMCHYSHEN & BOND & DUNDAS, 1971).

A figura 3 mostra uma microestrutura típica de um aço inoxidável ferrítico AISI430.

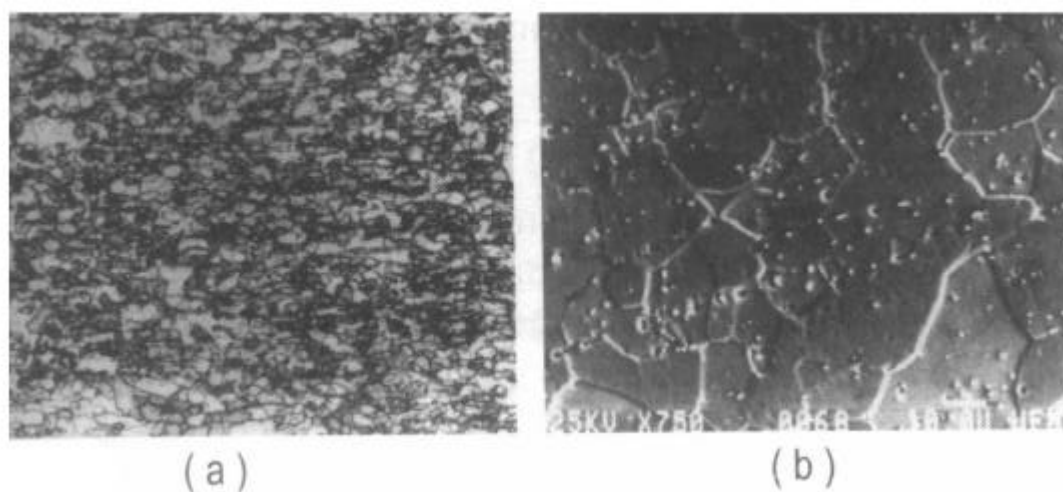


Figura 3 – Microestrutura de um aço AISI430. (a) Observada ao microscópio ótico – 100X. (b) Microscópio eletrônico de varredura – 750X (MODENESI, 2001).

Em aços que contém adições de Nb ou Ti (aços estabilizados), os carbonetos e nitretos de cromo são parciais ou completamente substituídos por carbonetos e nitretos de nióbio ou de titânio. Estes precipitados são mais estáveis que os de Cr, apresentando menor solubilidade e só se dissolvendo na matriz ferrítica, a temperaturas bem elevadas (superiores a 1200°C). Conseqüentemente, os aços estabilizados, tendem a manter uma estrutura completamente ferrítica a qualquer temperatura até a sua fusão. Além disso, com a estabilização do aço, inibi-se a formação de carbonetos e nitretos de cromo, garantindo uma melhor resistência à corrosão intergranular no material após a exposição a uma temperatura elevada (MODENESI, 2001, FOLKHARD, 1988).

A figura 4 mostra o diagrama binário Cromo-Carbono, de acordo com Hansen e Anderko (HANSEN & ANDERKO, 1958). O cromo é um forte formador de carbonetos, como Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3 e Cr_3C_2 . Em muitos casos tem-se a formação do carboneto misto como $(\text{FeCr})_{23}\text{C}_6$, normalmente designado M_{23}C_6 (FOLKHARD, 1988).

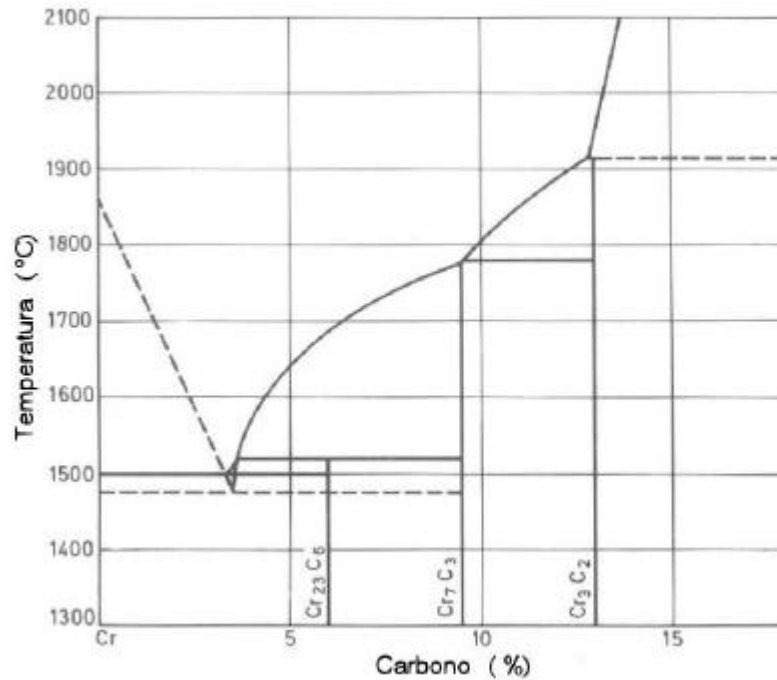


Figura 4 – Diagrama binário Cromo-Carbono (HANSEN & ANDERKO)

A figura 5 mostra o diagrama ternário Ferro-Cromo-Carbono com as concentrações de carbono menor que 0,01% e igual a 0,05%, de acordo com Bungardt, Kunze e Horn (BUNGARDT & KUNZE & HORN, 1958). A letra C no diagrama corresponde à formação de carbonetos.

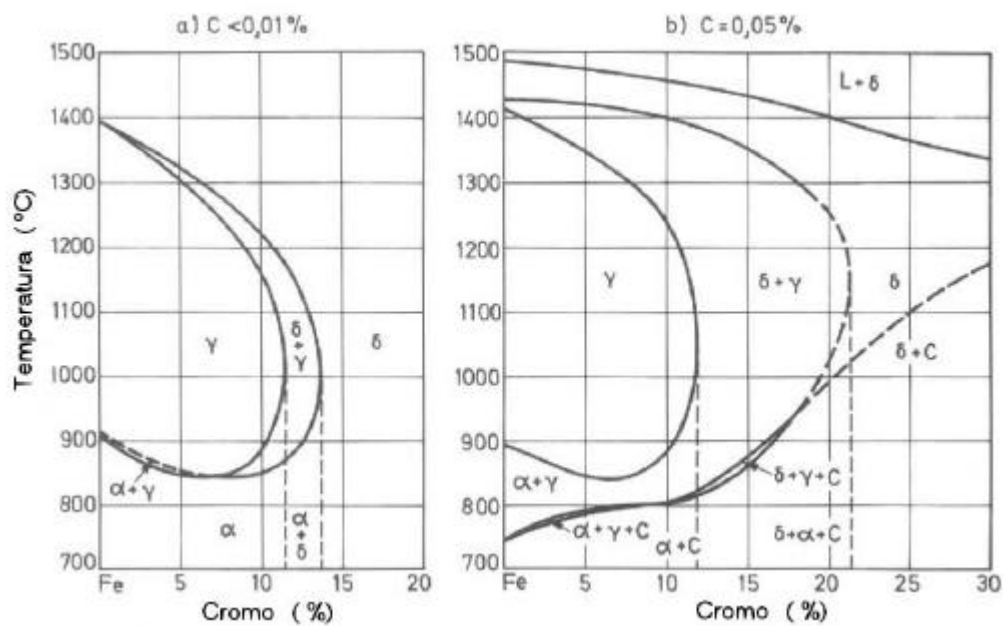


Figura 5 – Diagrama Fe-Cr-C – Fases a e b. (BUNGARDT & KUNZE & HORN, 1958).

A figura 6 mostra o diagrama ternário Ferro-Cromo-Nitrogênio com as concentrações de nitrogênio igual a 0,1% e 0,3% de acordo com Brewer, Chang e Chih-Ger (BREWER & CHANG, 1973). Pode-se verificar o forte efeito austenitizante do nitrogênio e os limites de precipitação de nitretos.

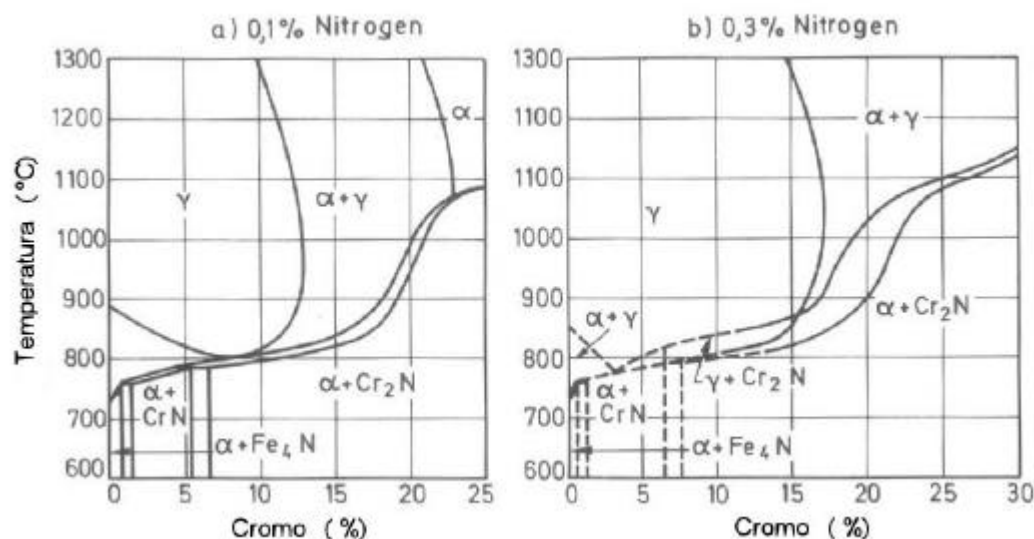


Figura 6 – Diagrama Fe-Cr-C – Fases a e b. (BREWER & CHANG, 1973).

Uma vez que os carbonetos estão associados à mudança no reticulado cristalino, estes são considerados concentradores de tensão. Quando solicitados, há uma grande tendência de haver o aparecimento de trinca nestes carbonetos e sua eventual propagação pelo material. Um mecanismo para explicar a perda de tenacidade e da perda de resistência à corrosão, está na precipitação de carbonetos ou nitretos nos contornos de grão ou em discordâncias (SEMCHYSHEN, 1971; POLLARD, 1974; ABO & NAKAZAWA & TAKEMURA & NONYAMA & OGAMA & OKADA, 1977).

A diminuição de Carbono e o Nitrogênio em solução sólida aumentam a resistência ao impacto e a temperatura de transição dos aços inoxidáveis ferríticos (PAREDES, 1999).

A fase MC possui estrutura cúbica, sendo que o elemento “M” pode ser titânio, nióbio ou zircônio. O carboneto de titânio possui certa solubilidade para o nitrogênio, zircônio e molibdênio. A morfologia desta fase apresenta-se como glóbulos ou partículas irregulares (FUKUDA & SUENAGA & TANINO, 1991).

A fase $M_{23}C_6$ possui estrutura CFC, sendo o elemento “M” principalmente cromo, podendo ser casualmente substituído por molibdênio, tungstênio ou níquel-cobalto. Pode precipitar-se na forma de filme, glóbulos, plaquetas, lamelas e células. Usualmente, sua precipitação ocorre nos contornos de grãos (FUKUDA & SUENAGA & TANINO, 1991).

A figura 7 mostra a morfologia de carboneto de cromo e carboneto de titânio ou nióbio.

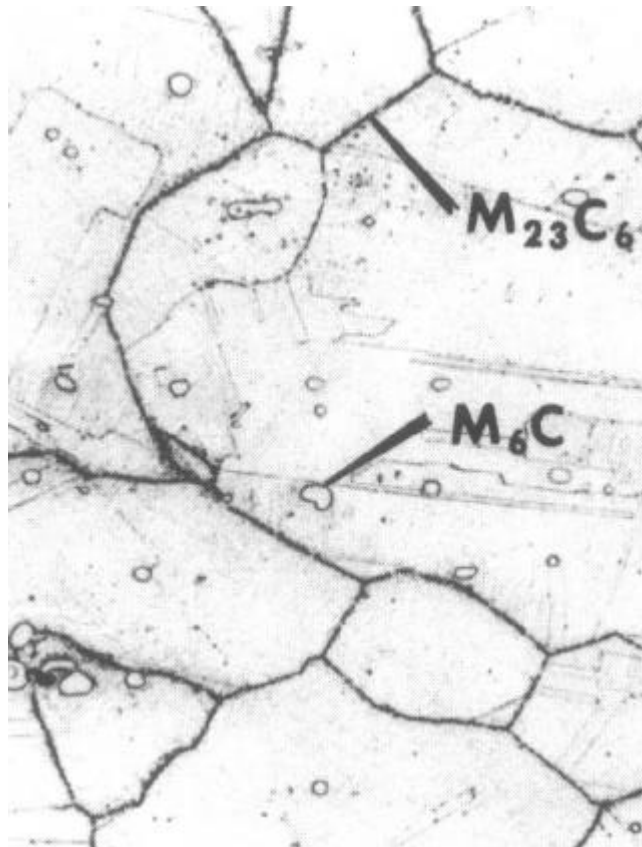


Figura 7 – Carbonetos M_6C e $M_{23}C_6$ em matriz CFC. (ASM, 2000).

2.2.5. Efeito do tamanho de grão nas propriedades mecânicas

A temperaturas muito elevadas, acima de 1200°C , o material tende a apresentar uma estrutura monofásica, completamente ferrítica. Nestas condições, a elevada mobilidade atômica da estrutura ferrítica a altas temperaturas e a ausência de partículas capazes de ancorar os contornos de grão possibilitam um crescimento de grão

extremamente rápido, sendo menor em aços estabilizados devido à maior estabilidade de seus precipitados que retardam mais efetivamente o crescimento de grão (MODENESI, 2001; FOLKHARD, 1988).

Quanto menor o tamanho de grão de um aço, isto é, maior o tamanho de grão ASTM, menor a temperatura de transição, como pode ser observado pela figura 8. Os aços inoxidáveis ferríticos apresentam uma temperatura de transição bem definida, sendo esta mais elevada que a temperatura do aço carbono devido ao efeito do cromo dissolvido na matriz. A temperatura de transição depende da composição química dos aços ferríticos e do tamanho de grão (PICKERING, 1976; DIETER, 1981; PROTIVA, 1989).

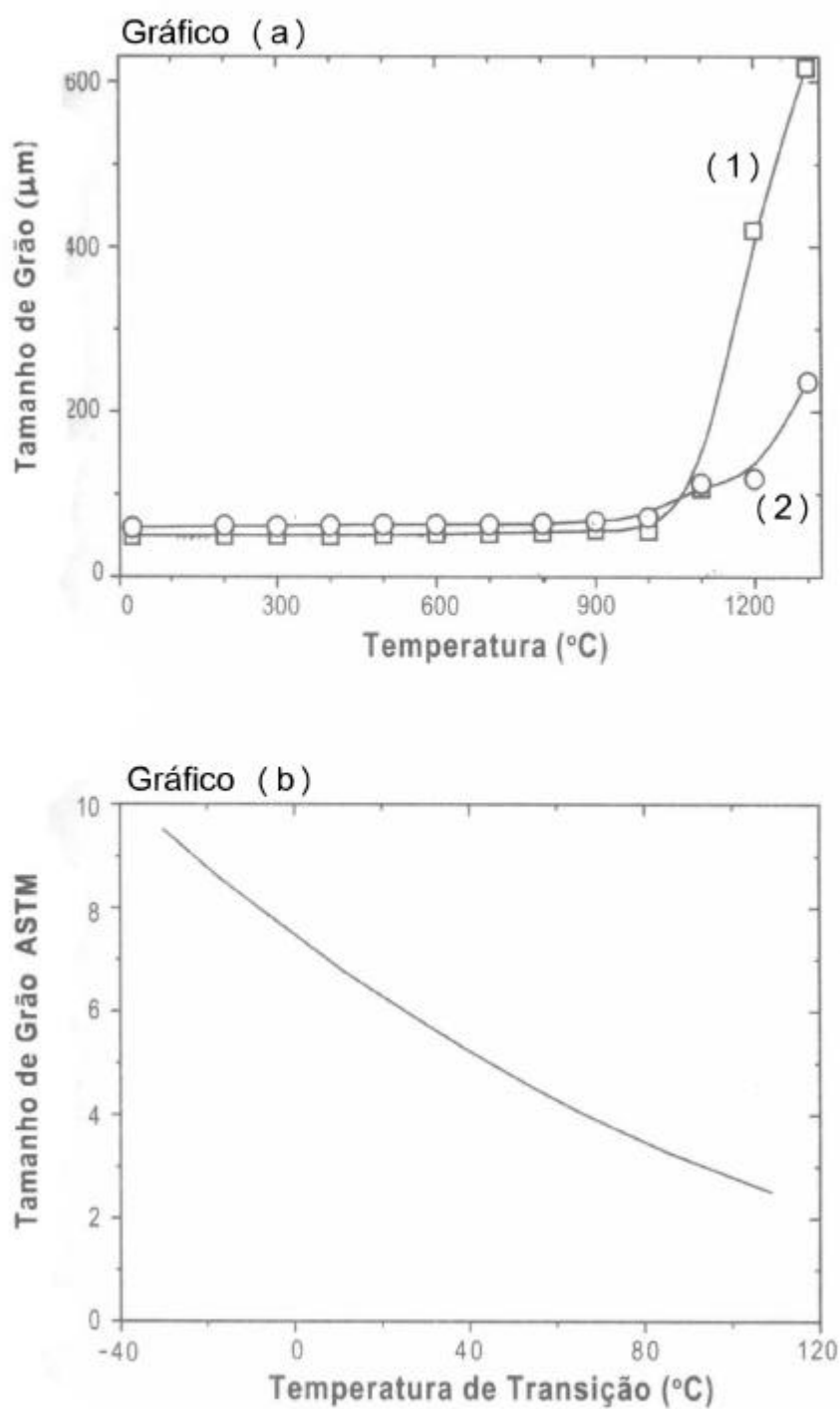


Figura 8 – 8a) Efeito da temperatura no tamanho de grão → 1) sem nióbio; 2) com 0,6% de Nb e 0,08% (C+N). 8b) Efeito do tamanho do grão na temperatura de transição do aço AISI430. (MODENESI, 2001).

A ausência de outras fases nos aços inoxidáveis ferríticos e seu tipo de reticulado cristalino favorecem uma elevada mobilidade atômica. Esta característica favorece o crescimento mais rápido do grão e uma menor temperatura de coalescimento dos mesmos (MODENESI, 2001; PAREDES, 1999; FOLKHARD, 1988).

Devido à estrutura CCC, um aumento do tamanho de grão, aumenta a temperatura de transição ao impacto, isto é, diminui a tenacidade do aço. O tamanho do grão da zona termicamente afetada próximo à linha de fusão durante a soldagem de aços inoxidáveis ferríticos, aumenta fortemente com a energia de soldagem, conforme mostra a figura 9 (MODENESI, 2001).

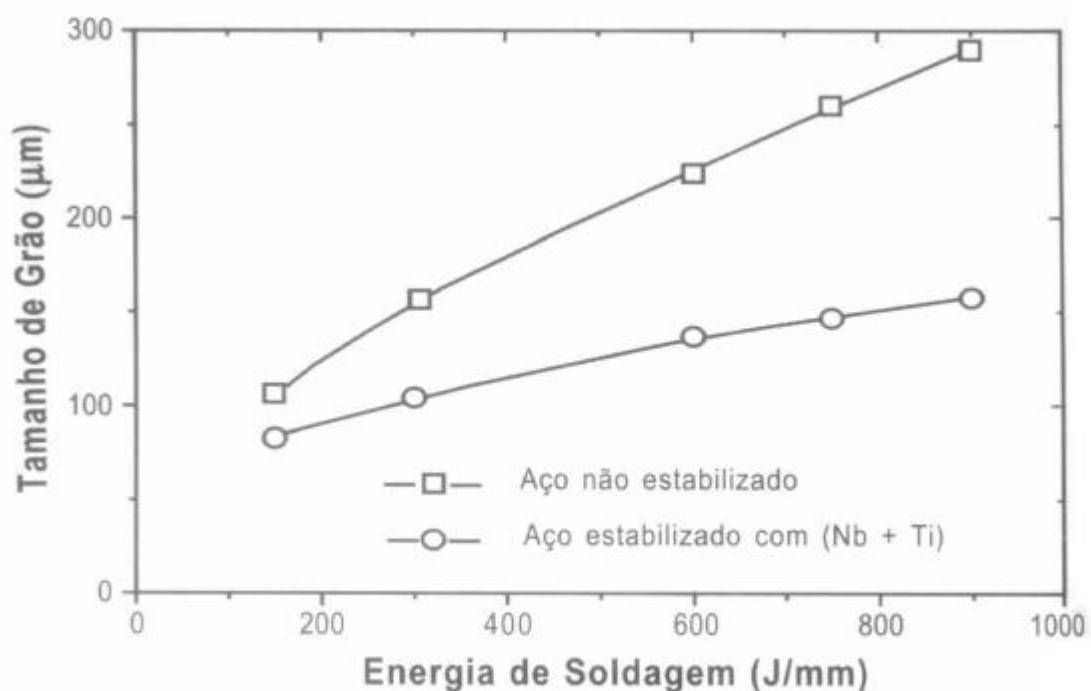


Figura 9 – Efeito da energia de soldagem no tamanho de grão da zona termicamente afetada de aços inoxidáveis ferríticos com 17% de Cr. (MODENESI, 2001)

O crescimento de grãos dos aços inoxidáveis ferríticos inicia-se em temperaturas na ordem de 600°C, enquanto nos aços austeníticos na ordem de 900°C. Portanto, uma solda de aços inoxidáveis ferríticos apresenta uma estrutura de grãos grosseiros (FOLKHARD, 1988; MORGENFELD, 1983). Acima de 1200°C, existe a

solubilização de precipitados (carbonetos e nitretos), levando a uma mudança na distribuição e na fração de volumétrica de precipitados, favorecendo o crescimento de grãos (THOMAS & ROBINSON, 1978).

2.2.6. Efeito dos elementos de liga nas propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis

Os principais elementos de liga para aços inoxidáveis: O alumínio é altamente ferritizante, podendo ser encontrados nos aços inoxidáveis para estabilizar a ferrita. O carbono é um elemento austenitizante. Aumenta fortemente a resistência mecânica e dureza. Afeta negativamente a resistência à corrosão e tenacidade a baixa temperatura. O cobre aumenta a resistência à corrosão em meios líquidos redutores. O cromo é um formador de ferrita e de carboneto. É o elemento principal para a resistência à corrosão. O manganês é um formador de austenita. Aumenta a resistência à fissuração da solda com estrutura completamente austenítica. O molibdênio é um formador de ferrita e carboneto. Aumenta a resistência mecânica e à fluência a temperatura elevada. Melhora a resistência à corrosão em geral em meios oxidantes e a resistência à corrosão puntiforme em todos os meios. O nióbio é um forte formador de carboneto e de ferrita. Pode causar endurecimento por precipitação. O níquel é elemento austenitizante. Aumenta a resistência à corrosão geral em meios não oxidantes e em pequenas quantidades, melhora a tenacidade e a solubilidade de ligas ferríticas e martensíticas. O nitrogênio é um forte formador de austenita. Aumenta a resistência mecânica e degrada fortemente a soldabilidade de ligas ferríticas. O silício é um formador de ferrita. Melhora a resistência à formação de carepa e à carburização a alta temperatura. O titânio é um forte formador de carboneto, nitreto e de ferrita. Melhora a resistência mecânica a alta temperatura. O tungstênio aumenta a resistência mecânica à alta temperatura e à fluência a temperatura elevada, sendo um forte formador de ferrita (MODENESI, 2001; FARIA, 2000; PADILHA, 1994; FOLKHARD, 1988; MORGENFELD, 1983).

2.2.7. Efeito do tipo de estabilização nas propriedades mecânicas de aços inoxidáveis

Os elementos estabilizantes Ti e Nb agem como refinadores de grão e formam compostos com o C e o N. Com o aumento dos teores de Ti e Nb, tem-se o aumento da temperatura de transição (COURTNALL & PICKERING, 1976; HUNTER & EAGAR, 1980).

Morgenfeld (MONGENFELD, 1983) realizou uma análise da microestrutura de aços inoxidáveis estabilizados com titânio e nióbio e verificaram que os precipitados à base de titânio são maiores e menos dispersos. A quantidade de inclusões em aços estabilizados com Ti é relativamente maior. Isto ocasiona uma perda maior da tenacidade. Já a estabilização com Nb em excesso, apresenta precipitados finos de Cr_2N , que limita a ductilidade. Com a estabilização mista (Ti + Nb), a ductilidade torna-se superior se comparada com a estabilização apenas do Nb.

A procura para se obter um consenso entre a tenacidade e a ductilidade levou a utilização de aços de estabilização mista (Ti + Nb). Um cuidado deve ser tomado para a adição correta de elementos estabilizantes. Uma quantidade muito baixa permite a formação de precipitados de cromo e o aparecimento de problemas de corrosão. Um excesso destes elementos tende a piorar a deterioração das propriedades mecânicas e pode levar à precipitação de compostos intermetálicos. DeArdo (DEARDO et al., 1996) indica a relação, para uma resistência adequada à corrosão intergranular de zona termicamente afetada de aços inoxidáveis ferríticos:

$$\%(\text{Nb} + \text{Ti}) = 0,08 + 8\% (\text{C} + \text{N}) \quad \text{Equação 1}$$

Uma primeira estimativa para o teor mínimo de Ti ou Nb para a estabilização simples de um aço é dada pela multiplicação do seu teor de elementos intersticiais (C + N) pela relação entre a massa molecular do carbonitreto correspondente e a média das massas atômicas do C e N, isto é:

$$\% \text{Nb} = 8,1 \% (\text{C} + \text{N}) \quad \text{Equação 2}$$

$$\% \text{Ti} = 4,7 \% (\text{C} + \text{N}) \quad \text{Equação 3}$$

Para a estabilização com Ti, a norma ASTM A240/A240M (ASTM, 1999) recomenda um teor mínimo deste elemento igual a 6 vezes o teor de (C + N) e um teor máximo de 0,50% de Ti.

2.2.8. Resistência à corrosão dos aços ferríticos

Os aços inoxidáveis ferríticos podem sofrer problemas de corrosão intergranular da mesma forma que os aços austeníticos. A precipitação de carbonetos de cromo nos contornos de grãos da matriz, que ocorre quando o material é exposto a uma dada faixa de temperaturas por um longo tempo, causa o empobrecimento de cromo nas regiões dos contornos de grão. Como resultado, estes se tornam mais sensíveis à corrosão que o restante do material (MORGENFELD, 1983; PADILHA, 1994; FOLKHARD, 1988; MODENESI, 2001).

Nos aços ferríticos, a precipitação de nitretos também causa a sensitização à corrosão intergranular. Nestes aços, a sensitização é produzida pela precipitação durante o resfriamento após aquecimento acima de cerca de 925°C (STEIGERWALD, 1977), pois são necessárias maiores temperaturas para solubilizar os elementos intersticiais. Assim, este problema ocorre nas regiões da ZTA mais próximas da zona fundida.

Existem mecanismos que tentam explicar a sensitização dos aços inoxidáveis ferríticos, como: a precipitação de carbonetos de cromo nos contornos de grão formando uma região empobrecida neste elemento a qual é facilmente susceptível à corrosão; precipitados nos contornos de grão que deformam o reticulado da matriz e a formação de austenita empobrecida em cromo nos contornos de grão (LULA & LENA & KIEFER, 1954).

A diferença nos tratamentos térmicos que levam à sensitização, é devida a diferença de solubilidade dos carbonetos na ferrita e na austenita. Na ferrita, a solubilidade do carbono até 815°C é baixa. A 925°C a solubilidade já é grande o suficiente para colocar bastante carbono em solução. No resfriamento a partir dessa temperatura, o decréscimo de solubilidade resulta em precipitação de carbonetos com alto teor de cromo. Se o resfriamento é relativamente rápido, a região vizinha estará

empobrecida em cromo (sensitizada) e, portanto, sujeita à corrosão intergranular (PAREDES, 1999).

O problema da corrosão intergranular pode ser minimizado com a utilização de menores teores de intersticiais. A utilização de estabilizantes como Ti e o Nb também permite minimizar o problema para aços com maiores teores de intersticiais (MODENESI, 2001). Em relação aos teores máximos permitidos dos elementos intersticiais, Lula (LULA & LENA & KIEFER, 1954) sugere um valor de 0,01% de (C + N), e alega que o valor de 0,03% utilizado para os aços inoxidáveis austeníticos, não é suficiente para evitar a corrosão intergranular, conforme citado por outros autores (SEDRIKS, 1996; BOND, 1969).

Uma desvantagem para a utilização dos aços inoxidáveis ferríticos tem sido a sua perda de resistência à corrosão e ductilidade após exposição a temperaturas elevadas, como em soldagem e tratamentos térmicos. Apesar disso, estes aços apresentam algumas vantagens se comparados aos aços inoxidáveis austeníticos, em particular o seu menor custo (figura 10), menor coeficiente de expansão térmica e alta resistência à corrosão sob tensão em meios que contenham cloretos ou sulfetos (FARIA, 2000; MODENESI, 2001; PADILHA, 1994; FOLKHARD, 1988; MORGENFELD, 1983).

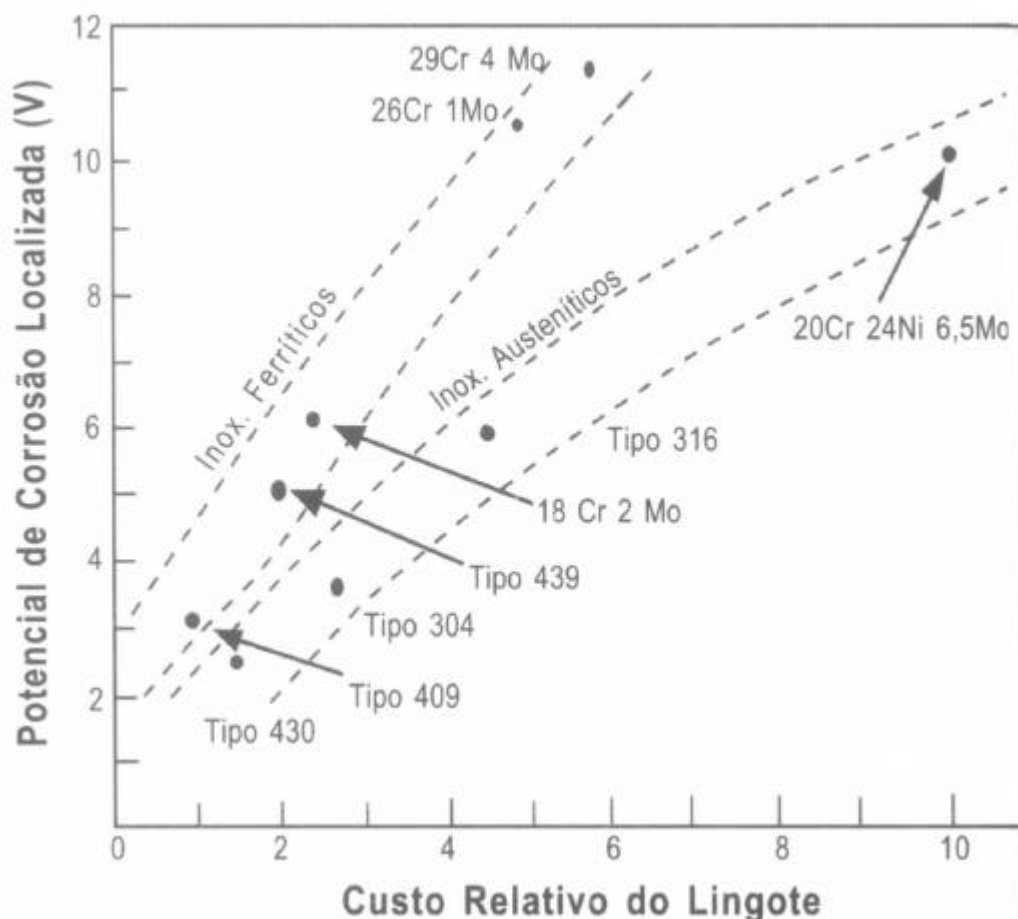


Figura 10 – Comparação de custo e resistência à corrosão localizada entre aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos (MORGENFELD, 1983).

A severa fragilização e perda de resistência à corrosão dos aços inoxidáveis ferríticos, quando submetidos a temperaturas elevadas e sua baixa tenacidade na condição soldada dependem, em grande parte, do seu teor de elementos intersticiais. Com isso, foi desenvolvida uma série de ligas ferríticas com melhores características de ductilidade, soldabilidade e resistência à corrosão. Estas ligas estão baseadas na redução dos teores de intersticiais a valores muito baixos (inferiores a 0,04%), na estabilização conjunta com Nb e Ti e na adição de uma certa quantidade de Mo para melhorar sua resistência à corrosão. A tabela 3 apresenta a composição de algumas destas ligas em comparação com ligas convencionais (MODENESI, 2001).

Tabela 3 – Composição química das ligas convencionais e das novas ligas de aços inoxidáveis ferríticos (MORGENFELD & PEREZ & SOLARI, 1983).

Tipo AISI	Cr	Mo	C	N	Ni	Ti	Nb	Mn	Outros
405	11,5-14,5	-	0,08	-	-	-	-	1,0	-
409	14,0-16,0	-	0,08	-	-	> 6xC	-	1,0	0,1-0,3 Al
429	14,0-16,0	-	0,12	-	-	-	-	1,0	-
430	16,0-18,0	-	0,12	-	-	-	-	1,0	-
434	16,0-18,0	0,75-1,25	0,12	-	-	-	-	1,0	-
436	16,0-18,0	0,75-1,25	0,12	-	-	-	> 5xC	1,0	-
442	18,0-23,0	-	0,20	-	-	-	-	1,0	-
446	23,0-27,0	-	0,20	0,25	-	-	-	1,5	-
Novas Ligas									
444	17,5-19,5	1,75-2,5	0,025	0,035	1,0	*	*	1,0	Si = 1,0 S = 0,030 P = 0,040
26-1	25,0-27,0	0,75-1,5	0,002	0,010	0,5	0,2-1,0	0,1	0,75	Cu>0,2
26-15	25,0-27,0	0,75-1,5	0,020	0,020	~ 0,1	~ 0,5	-	~ 0,30	-
29-4	28,0-30,0	3,5-4,2	0,010	0,015	~ 0,15	-	-	0,30	Cu<0,15
29-4C	28,0-30,0	3,5-4,2	0,010	0,015	~ 0,15	0,4	-	0,30	Cu<0,15
29-4-2	28,0-30,0	3,5-4,2	0,010	0,015	2-2,5	0,4	-	0,30	Cu<0,15
25-4-4-Ti	~ 25	~ 4	0,025	0,025	~ 4	0,4	-	-	-
26-3-2-Ti	~ 26	~ 3	0,025	0,035	~ 2,5	~ 0,4	-	-	-
28-2-4-Nb	27,0-29,0	1,8-2,5	0,020	0,030	3-3,5	-	> 12(C+N)	-	-

(*) $0,2 + 4(C+N) \leq Ti+Nb \leq 0,8$

2.3. Estabilidade eletroquímica

As condições termodinâmicas para determinar anodicamente a CST são que a dissolução ou oxidação do metal e a dissolução no eletrólito seja termodinamicamente possível e que exista uma camada protetora semelhante a um óxido ou sal, termodinâmica estável. A primeira condição torna-se um requerimento porque, sem oxidação (passivação), a falha avança por dissolução sem resultados.

O processo é controlado por dissolução da camada, mas não é uma prioridade para indicar a extensão total da fratura, mas sim o cálculo do número total de Coulombs trocados. Este processo de dissolução converte-se no mecanismo de propagação da fratura. No entanto, é importante notar que o avanço do processo da fratura frágil é iniciado e controlado por dissolução anódica, podendo a taxa de crescimento ser zero para densidade de corrente anódica zero e aumentar com a elevação da densidade de corrente, demonstrando períodos alternados de dissolução química e propagação da trinca (SPROWLS, 1987).

O requerimento termodinâmico da formação das camadas simultâneas e oxidação pelo crescimento da fratura por CST é melhor exemplificado pelo diagrama da figura 11, sendo a proporção de corrente corrosiva na ponta da trinca um parâmetro crítico.

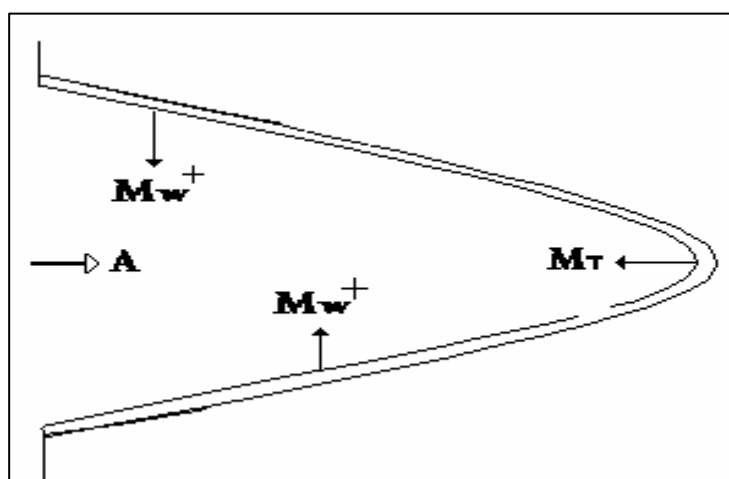


Figura 11 – Esquema de CST com migração de cargas (SPROWLS, 1987).

A figura 11 demonstra um importante transporte e reações de corrosão simultaneamente. A letra A representa as cargas negativas de ânions migrando para a ponta da fratura, M_w^+ representa os íons metálicos interagindo da ponta da fratura para a solução e M_T^+ são íons metálicos interagindo da ponta da fratura para a solução.

Esta proporção entre cargas da parede e ponta da trinca fluindo para a solução precisa ser menor que 1, para que a propagação da trinca não ocorra bruscamente, ou a ponta da trinca se torne saturada.

A fratura inicial também deve ser controlada, pois uma propagação acelerada da ponta da trinca, que tem altas taxas de corrosão, pode alargar as paredes da falha e se tornar uma corrosão generalizada acionando uma proteção relativa da fratura, consequência da dinâmica de tração ao longo da proteção.

Um requerimento simultâneo da termodinâmica de formação de filme e oxidação do metal é a identificação do potencial crítico na presença ou ausência de CST. Um exemplo deste potencial para formação filme passivo no aço inoxidável é mostrado na figura 12.

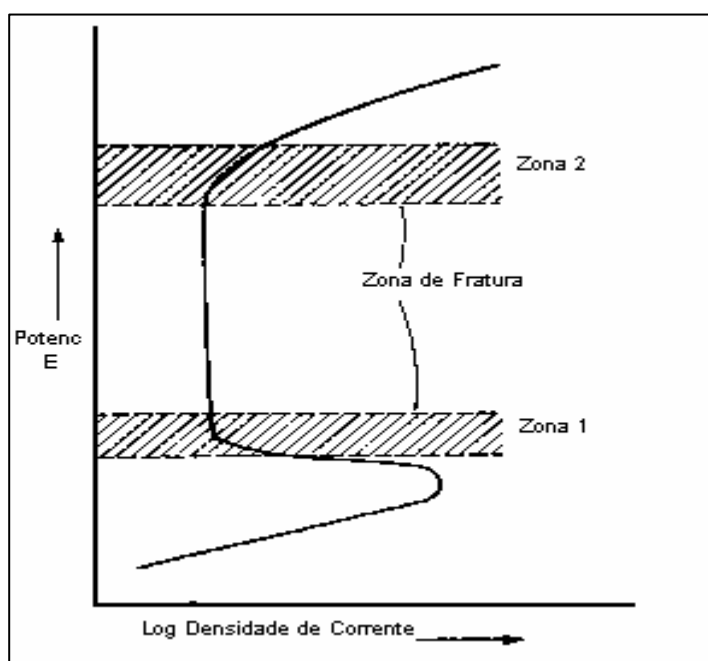


Figura 12 – Curva de polarização potenciocinética e valores do potencial do eletrodo com CST (SPROWLS, 1987).

Nas zonas 1 e 2 é provável que ocorra corrosão sob tensão transgranular. Já a corrosão sob tensão intergranular, pode ocorrer acima de uma extensa variedade de potenciais na zona 2.

A CST transgranular ocorre na zona 1 porque o material está numa transição de corrosão ativa e formação de um filme passivo, assim como formação de filme protetor na fratura e corrosão na ponta da trinca. Uma condição similar existe na zona

2, com um fator adicional ao potencial, a da formação da fratura por pite somando, ao potencial mencionado, o potencial do pite (SPROWLS, 1987).

A CST intergranular ocorre numa larga variedade de potenciais mostrados na zona 1 e 2, porque não há homogeneidade química nos contornos de grão produzindo diferenças eletroquímicas relativas, responsável à maior parte do material. Por isso, fratura passiva nas paredes e ativa na ponta da trinca pode resultar em variações do potencial das zonas 1 e 2.

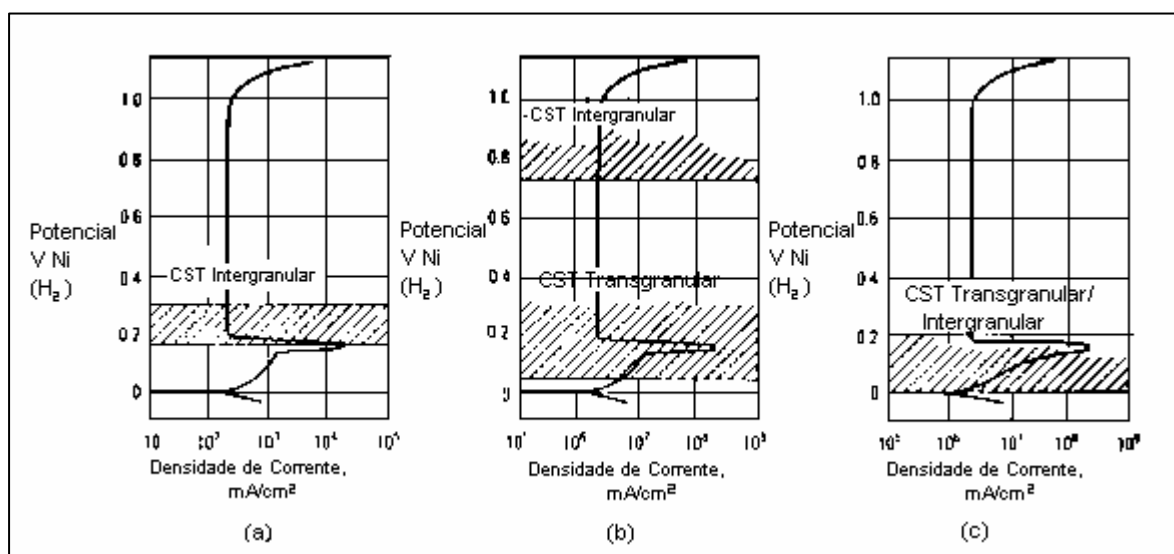


Figura 13 – Curvas de polarização potenciocinética e valores do potencial do eletrodo com CST intergranular e transgranular em solução de 10% NaCl à 288°C. a) Liga Al 600, b) Liga Al 800 e c) Aço Inoxidável AISI304 (JONES, 1987).

Os exemplos de potencial crítico para a CST são mostrados na figura 13 para vários materiais. A identificação do potencial crítico da CST tem conduzido ao uso de métodos eletroquímicos para assegurar a susceptibilidade de várias ligas. As zonas 1 e 2 são identificadas por determinação do potencial eletroquímico vs. curvas de corrente, mostrados nas figuras 12 e 13. As formas das curvas determinadas com alta e baixa varredura de potencial, indicam condições simultâneas de formação de camada e ocorrência de oxidação do metal (JONES, 1987).

A seguir mostra-se na figura 14, um diagrama esquemático, referente ao comportamento potenciodinâmico anódico de um aço inox austenítico em ácido

sulfúrico. Este comportamento é atribuído à presença de um filme protetor (Cr_2O_3), variando de 1 a 2 nm (0,001 a 0,002 μm) de espessura sobre a superfície do aço (PARR & STRAUB, 1928). A figura 14 mostra o potencial de corrosão (E_{corr}), o potencial primário de passivação (E_{pp}), o potencial de pite (E_{p}), o potencial da região de transpassivação (E_{t}) e a corrente de passivação (i_{pass}).

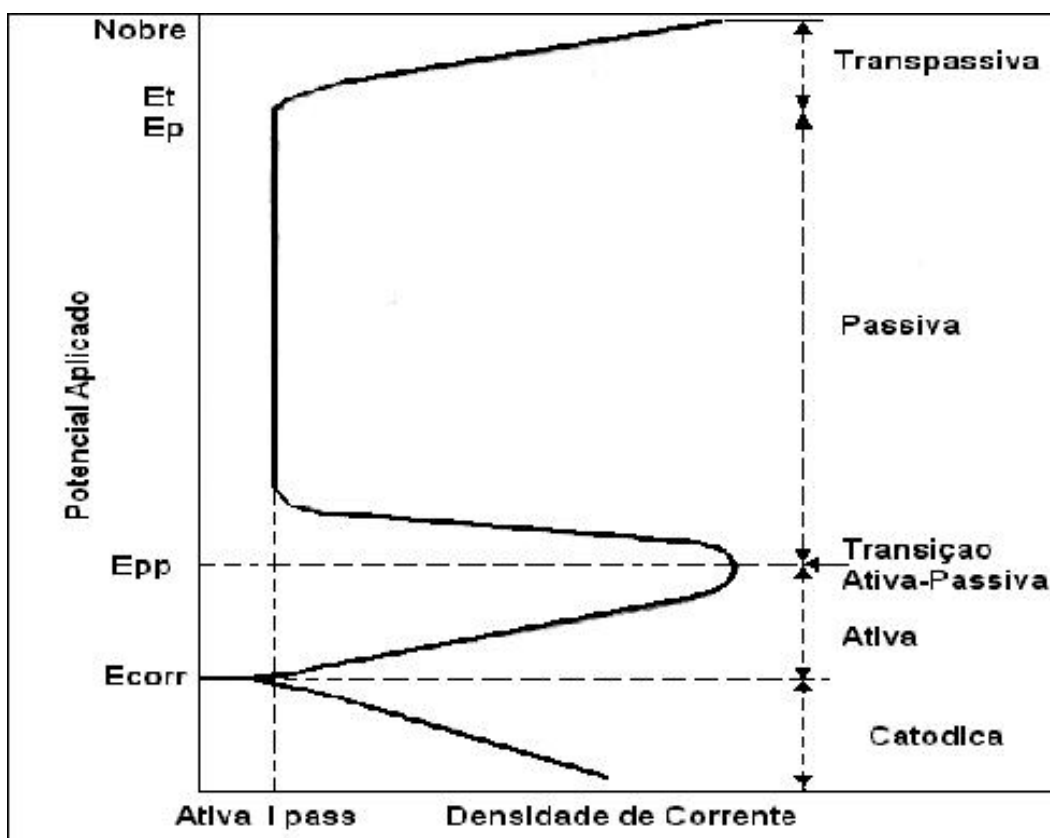


Figura 14 – Curva de polarização esquemática para o aço austenítico em solução de ácido sulfúrico (SEDRIKS, 1979).

Normalmente consideramos o aço inoxidável austenítico como padrão pelo fato de ocorrer à formação do óxido de cromo (Cr_2O_3) considerado sem defeitos, logo uma passivação mais efetiva. O comportamento potenciodinâmico anódico de outros metais ou ligas apresentam o trecho de passivação, com uma certa inclinação devido a uma passivação menos efetiva que o aço inoxidável austenítico.

O estado de passivação caracteriza-se por apresentar baixas densidades de corrente e constantes ao longo de uma ampla faixa de potencial. Uma corrente de passivação em torno de $1 \mu\text{A}/\text{cm}^2$, corresponde a taxas de corrosão da ordem de alguns

milésimos de mm/ano (vide tabela 4), desprezível portanto, em termos de vida útil de estruturas e equipamentos. Quanto menor o valor de i_{pass} , menor a taxa de corrosão do filme passivo e conseqüentemente maior seu poder protetor.

Tabela 4 – Valores de taxa de corrosão para $1\mu\text{A}/\text{cm}^2$ (CHEN & SHANHE, 1985).

Metais	Densidade (g/cm^3)	Desgaste	Taxa de corrosão ($\mu\text{m}/\text{ano}$)
Zn	7,14	10,7	15
Al	2,70	2,9	11
Sn	7,31	19	26
Fe	7,87	9,2	12

Normalmente verifica-se o deslocamento da curva para a direita como consequência de uma quebra da passividade, que pode ser devido ao aumento da concentração de cloreto. Isto representa uma passivação menos efetiva, e com valores de densidade de corrente crescentes, o qual passamos a verificar a incidência deste tipo de ataque localizado, relacionado à perda da passivação em determinados pontos no filme passivo. Trata-se na realidade de um processo de despassivação localizada, tendo em vista a presença do íon cloreto (SEDRIKS, 1996).

Outros estudos realizados por Chen e Wu (CHEN & SHANHE, 1985), mostram as curvas de polarização do aço inoxidável AISI 321 em meios contendo cloretos, pH 2 e temperatura de 90°C , usando amostras tensionadas trativamente em forma de U.

As curvas de polarização são mostradas na figura 15.

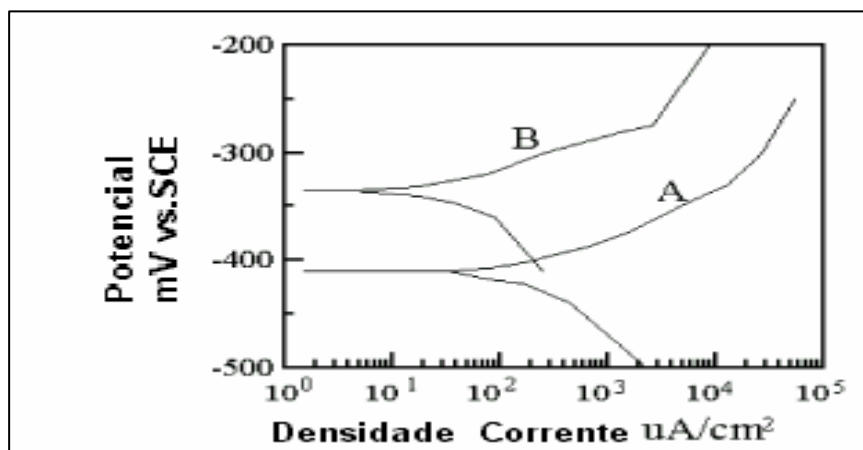


Figura 15 – Curvas de polarização do aço inoxidável AISI 321 (CHEN & SHANHE, 1985).

- Solução (A): 0,5 mol/l HCL + 0,5 mol/l NaCl
- Solução (B): Solução (A) + 0,005 mol/l KI.

Posteriormente, estes estudos foram confirmados por Cao et al. (1991) e Huang et al. (1993), que propuseram um método quantitativo para descrever os efeitos inibidores de agentes químicos nas reações anódica e catódica, através da polarização linear em diferentes meios (HUANG, 2002).

Nestes experimentos utilizou-se como inibidor dos efeitos sinérgicos da CST e pite, o iodeto de potássio. Concluíram que através da introdução de inibidores no meio agressivo, houve alívio de tensões na ponta da trinca, minimizando a interação do deslocamento no substrato e as vacâncias existentes na estrutura da matriz, reduzindo a dissolução anódica do óxido formador de película (CAO, 1985).

A figura 16 mostra a curva potenciodinâmica do aço 304L sem tratamento em NaCl 3,5%, conforme tese “estudo de corrosão sob tensão em tubos de aço inoxidável AISI304L, aspergidos termicamente com alumínio por arco elétrico” (BRASIL, 2003).

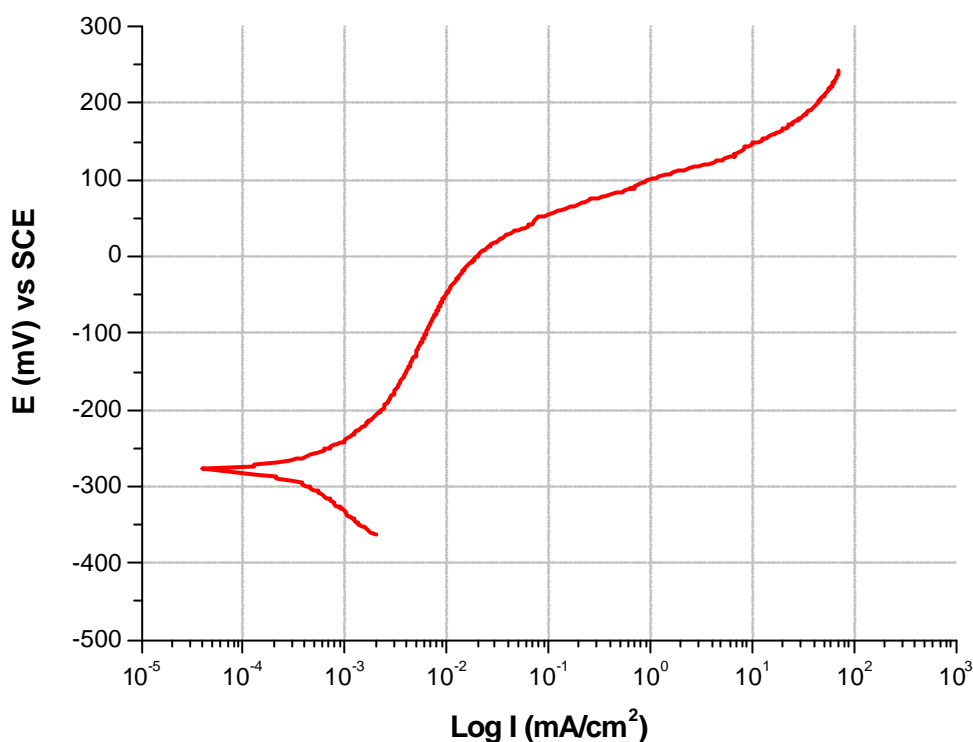


Figura 16 – Curva potenciodinâmica do aço 304L sem tratamento. NaCl 3,5% (BRASIL, 2003).

2.4. Soldagem dos aços inoxidáveis ferríticos

Os aços inoxidáveis ferríticos são considerados materiais de baixa soldabilidade, particularmente se comparados com os austeníticos, pois a sua solda é caracterizada por ductilidade e tenacidade baixas, além da sensibilidade à corrosão intergranular. Trincas de solidificação também podem ocorrer na zona fundida. De uma maneira geral, a fragilização da solda é mais intensa para aços com maiores teores de cromo e intersticiais. A sensibilização à corrosão intergranular é maior com maiores teores de intersticiais e menores teores de cromo, conforme mostra a tabela 5 (PAREDES, 1999).

Tabela 5 – Teores máximos de intersticiais (C + N) para uma adequada ductilidade e resistência à corrosão na condição como soldada em ligas Fe-Cr. (STEIGERWALD, 1977).

%Cr	Limites de teor de intersticiais (ppm)	
	Corrosão intergranular	Ductilidade da solda
19	60-80	<700
26	100-130	220-500
30	130-200	80-100
35	Até 250	<20

A soldabilidade dos aços inoxidáveis é analisada através de diagramas como o de Espy, WRC e Schaeffler. O estudo destes diagramas permite prever a microestrutura das juntas soldadas através da composição das ligas e contribui para a previsão dos problemas que podem ocorrer durante a soldagem. O diagrama de Schaeffler como mostra a figura 17, permite conhecer com antecedência a composição química da estrutura de um solda Cr-Ni e permite escolher os eletrodos apropriados para cada soldagem (PAREDES, 1999).

Para os aços inoxidáveis ferríticos extra baixo intersticiais, o processo de gás inerte com eletrodo consumível (GTAW) é o mais utilizado devido a qualidade da solda para espessura menores de 3 mm. Para espessuras maiores se utiliza os processos com baixa proteção gasosa (GMAW) e com eletrodo revestido (SMAW).

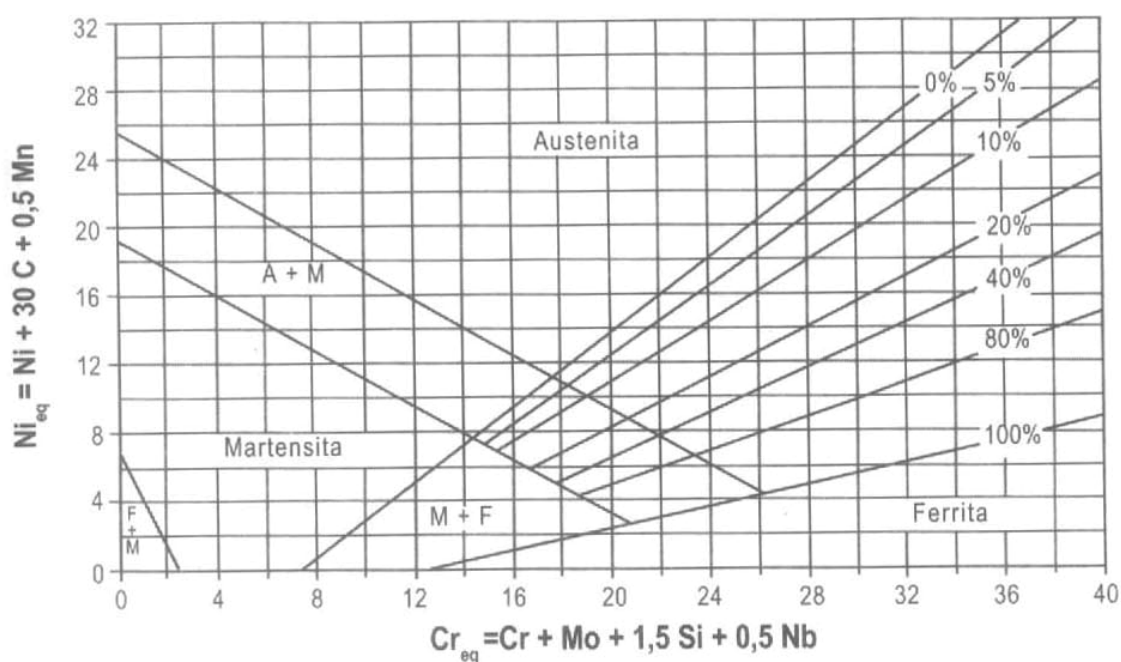


Figura 17 – Diagrama de Schaeffler (MODENESI, 1992).

Para cálculo do Cromo equivalente utiliza-se a fórmula:

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5 \times \%Si + 0,5 \times \%Nb \quad \text{Equação 4}$$

Para cálculo do Níquel equivalente utiliza-se a fórmula:

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30 \times \%C + 0,5 \times \%Mn \quad \text{Equação 5}$$

2.4.1. Processo de Soldagem TIG (GTAW)

O processo TIG (Tungsten Inert Gas) utiliza como fonte de calor um arco elétrico mantido entre um eletrodo não consumível de tungstênio e a peça a soldar. A proteção da região da soldagem é feita por um fluxo de gás inerte. A soldagem pode ser feita com ou sem metal de adição.

O dispositivo necessário para a soldagem manual pelo processo TIG, é mostrada na figura 18. A fonte de energia é sempre de corrente constante e pode ser gerador, retificador ou transformador, dependendo do metal a ser soldado. A unidade de alta frequência é fundamental para a soldagem em corrente alternada, e deve ter intensidade regulável e controle de pré e pós vazão do gás inerte, quando não incluído

na fonte de energia. A tocha TIG é o dispositivo que fixa o eletrodo de tungstênio, conduz a corrente elétrica e proporciona a proteção gasosa necessária à região circundante do arco elétrico e à poça de fusão (WAINER & BRANDI & MELLO, 1992).

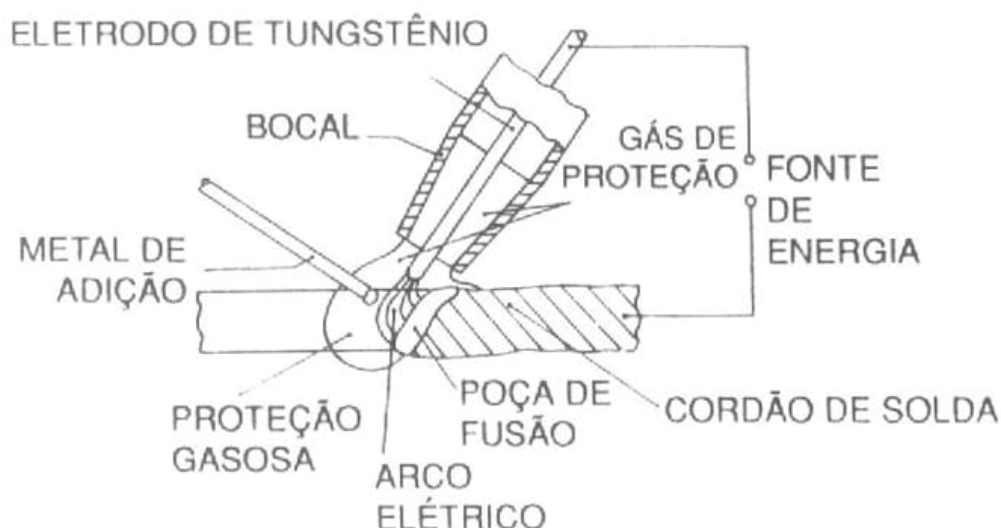


Figura 18 – Ponta da tocha do processo de soldagem TIG (BAUM & FISCHER, 1981)

As variáveis do processo para a qualificação conforme a norma ASME – Seção IX que são consideradas essenciais: metal-base, metal de adição, pré-aquecimento, tipo de gás de proteção (WAINER & BRANDI & MELLO, 1992).

A energia de soldagem está relacionada com a Tensão, a Corrente e a Velocidade de soldagem. No caso de corrente contínua o calor fornecido é dado pela equação 6 (WAINER & BRANDI & MELLO, 1992):

$$H = \frac{60 \cdot V \cdot I}{v}$$

Equação 6

onde: H = Energia de soldagem (J/cm)

V = Tensão de soldagem (V)

I = Corrente de soldagem (A)

v = velocidade de soldagem (cm/min)

2.4.1.1. Gases de proteção

Os gases mais utilizados na soldagem TIG são o argônio, o hélio ou suas misturas. A pureza do gás de proteção deve ser 99,99% para qualquer dos gases. A tabela 6 mostra as características desses gases.

Tabela 6 – Características dos gases de proteção utilizados no processo TIG
(WAINER & BRANDI & MELLO, 1992)

Argônio	Hélio
<ul style="list-style-type: none"> - Baixa tensão de arco - Menor penetração - Adequado à soldagem de chapas finas - Soldagem manual devido ao pequeno gradiente de tensão - Maior ação de limpeza - Arco mais estável - Fácil abertura do arco - Utilizado em CC e CA - Custo reduzido - Vazão para proteção pequena - Maior resistência à corrente de ar lateral 	<ul style="list-style-type: none"> - Elevada tensão de arco - Maior penetração - Adequado à soldagem de grandes espessuras - Soldagem automática - Menor ação de limpeza - Arco menos estável - Dificuldade na abertura do arco - Custo elevado - Vazão para proteção de 2 a 3 vezes maior que argônio - Menor resistência à corrente de ar lateral

Para soldagem de aços inoxidáveis utilizando o processo TIG, utiliza-se o gás argônio com corrente contínua polaridade direta ou hélio também com corrente contínua polaridade direta. A característica da soldagem é um arco estável e de fácil controle, apresentando uma grande penetração (BARROS, 1976).

A figura 19 mostra os tipos de junta para soldagem TIG de aço inoxidável na posição plana com proteção de argônio.

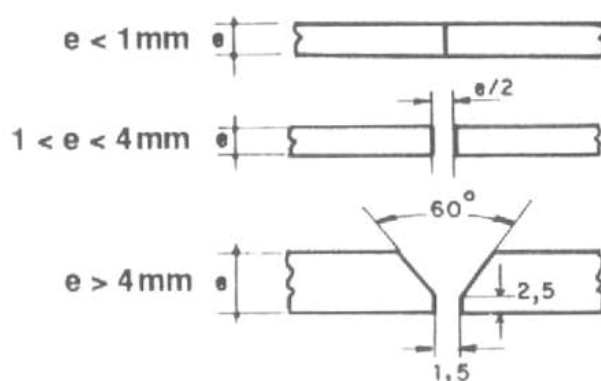


Figura 19 – Preparação da junta para soldagem de aço inoxidável (BARROS, 1976).

2.4.1.2. Metal de Adição

A escolha do metal de adição deve levar em consideração alguns fatores. Por exemplo, o metal de adição deve ser de composição química próxima à do metal base. Como o metal de solda dos aços inoxidáveis ferríticos pode ser composto por grãos grosseiros e frágeis, costuma-se utilizar como metal de adição um aço inoxidável austenítico (FARIA, 2000; PADILHA, 1994; FOLKHARD, 1988; AWS, 1993). Os mais indicados para os aços ferríticos são os eletrodos: ER308L, ER309L e ER317.

A tabela 7 mostra a composição química de arames e varetas de algumas classes de aço inoxidável conforme a AWS A5.9-93 (AWS, 1993).

Tabela 7 – Composição química de arames e varetas de algumas classes de aço inoxidável conforme a AWS A5.9-93 (AWS, 1993).

Classificação AWS	Composição química (% em peso)										
	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	S	N	Cu	Nb
ER209	0,05	20,5- 24,0	9,5- 12,0	1,5- 3,0	4,0- 7,0	0,9	0,03	0,03	0,10- 0,30	0,75	-
ER218	0,1	16,0- 18,0	8,0- 9,0	0,75	7,0- 9,0	3,4- 4,5	0,03	0,03	0,08- 0,18	0,75	-
ER307	0,04- 0,14	19,5- 22,0	8,0- 10,7	0,5- 1,5	3,3- 4,75	0,3- 0,65	0,03	0,03	-	0,75	-
ER308	0,08	19,5- 22,0	9,0- 11,0	0,75	1,0- 2,5	0,3- 0,65	0,03	0,03	-	0,75	-
ER308H	0,04- 0,08	19,5- 22,0	9,0- 11,0	0,50	1,0- 2,5	0,3- 0,65	0,03	0,03	-	0,75	-
<u>ER308L</u>	0,03	19,5- 22,0	9,0- 11,0	0,75	1,0- 2,5	0,3- 0,65	0,03	0,03	-	0,75	-
ER308Mo	0,08	18,0- 21,0	9,0- 12,0	2,0- 3,0	1,0- 2,5	0,3- 0,65	0,03	0,03	-	0,75	-
ER308Si	0,08	19,5- 22,0	9,0- 11,0	0,75	1,0- 2,5	0,3- 0,65	0,03	0,03	-	0,75	-
<u>ER309</u>	0,12	23,0- 25,0	12,0- 14,0	0,75	1,0- 2,5	0,3- 0,65	0,03	0,03	-	0,75	-
ER309L	0,03	23,0- 25,0	12,0- 14,0	0,75	1,0- 2,5	0,3- 0,65	0,03	0,03	-	0,75	-
ER310	0,08- 0,15	25,0- 28,0	20,0- 22,5	0,75	1,0- 2,5	0,3- 0,65	0,03	0,03	-	0,75	-
ER312	0,15	28,0- 32,0	8,0- 10,5	0,75	1,0- 2,5	0,3- 0,65	0,03	0,03	-	0,75	-
ER316	0,08	18,0- 20,0	11,0- 14,0	2,0- 3,0	1,0- 2,5	0,3- 0,65	0,03	0,03	-	0,75	-
<u>ER317</u>	0,06	18,5- 20,5	13,0- 15,0	3,0- 4,0	1,0- 2,5	0,30- 0,65	0,03	0,03	-	0,75	0,60

A tabela 8 mostra as propriedades mecânicas do metal de solda para os aços ao cromo e Cr-Ni (WAINER & BRANDI & MELLO, 1992).

Tabela 8 – Propriedades mecânicas do metal de solda para aços ao cromo e Cr-Ni
(WAINER & BRANDI & MELLO, 1992).

Classificação AWS	Limite de resistência (MPa)	Alongamento min. (%)
E209	690	15
E219	620	15
E240	690	15
E307	590	30
E308	550	35
E308H	550	35
E308L	520	35
E308Mo	550	35
E308MoL	520	35
E309	550	30
E309L	520	30
E309Cb	550	30
E309Mo	550	30
E310	550	30
E310H	620	10
E310Cb	550	25
E310Mo	550	30
E312	660	22
E316	520	30
E317	550	30

2.4.2. Metalurgia da Soldagem dos Aços inoxidáveis ferríticos

Durante a soldagem, ocorrem mudanças microestruturais dentro da ZTA. Um fator que limita a utilização dos aços inoxidáveis ferríticos é a sua possível fragilização, quando na condição soldada. Esta fragilidade pode ter diversas causas como a formação de martensita e o crescimento de grão para aços não-estabilizados, e com crescimento de grão para os estabilizados (FOLKHARD, 1988; PADILHA, 1994).

2.4.2.1. Alterações Microestruturais na Zona Termicamente Afetada (ZTA)

Durante a soldagem por fusão, o aço é aquecido à temperatura de aproximadamente 1500°C (ZTA), podendo ocorrer algumas alterações nesta região.

Para os aços não estabilizados e cujo teor de elementos intersticiais é suficiente para causar a formação de austenita à alta temperatura, a solda apresentará as regiões: bifásica, crescimento de grão e zona fundida. A região bifásica corresponde à porção da ZTA que foi aquecida até o campo de coexistência da austenita e da ferrita. A austenita se forma preferencialmente nos contornos de grão da ferrita. A região de crescimento de grão corresponde à região da ZTA aquecida acima do campo de coexistência da austenita e da ferrita. É caracterizada por um intenso crescimento de grãos e pela dissolução e posterior precipitação dos carbonetos e nitretos presentes. A zona fundida é caracterizada por uma estrutura semelhante à de região de crescimento de grão, caso a composição química da zona fundida for igual a do metal de base (Figura 20) (MODENESI, 2001).

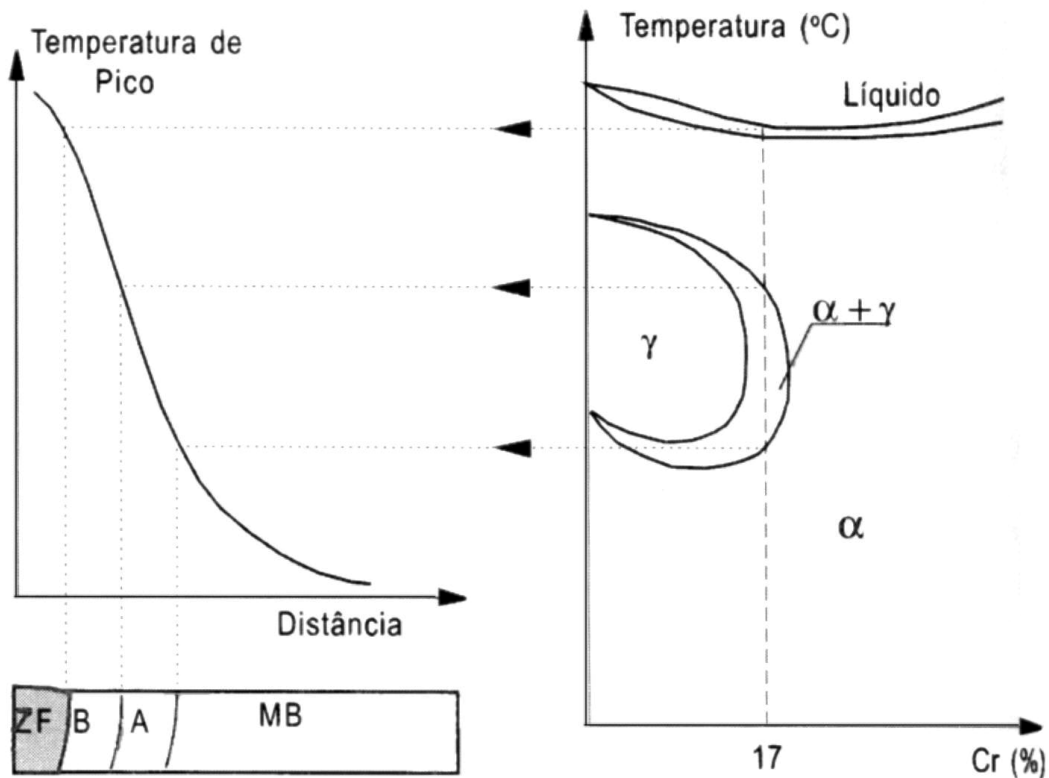


Figura 20 – Temperatura de formação da microestrutura da solda de um aço inoxidável ferrítico que atravessa o campo bifásico ($\alpha + \gamma$). MB – Metal de base, B – Região bifásica, A – Região de crescimento de grão, ZF – Zona fundida (MODENESI, 2001).

Na figura 21 observa-se o aparecimento da martensita durante o resfriamento da região soldada na região bifásica.

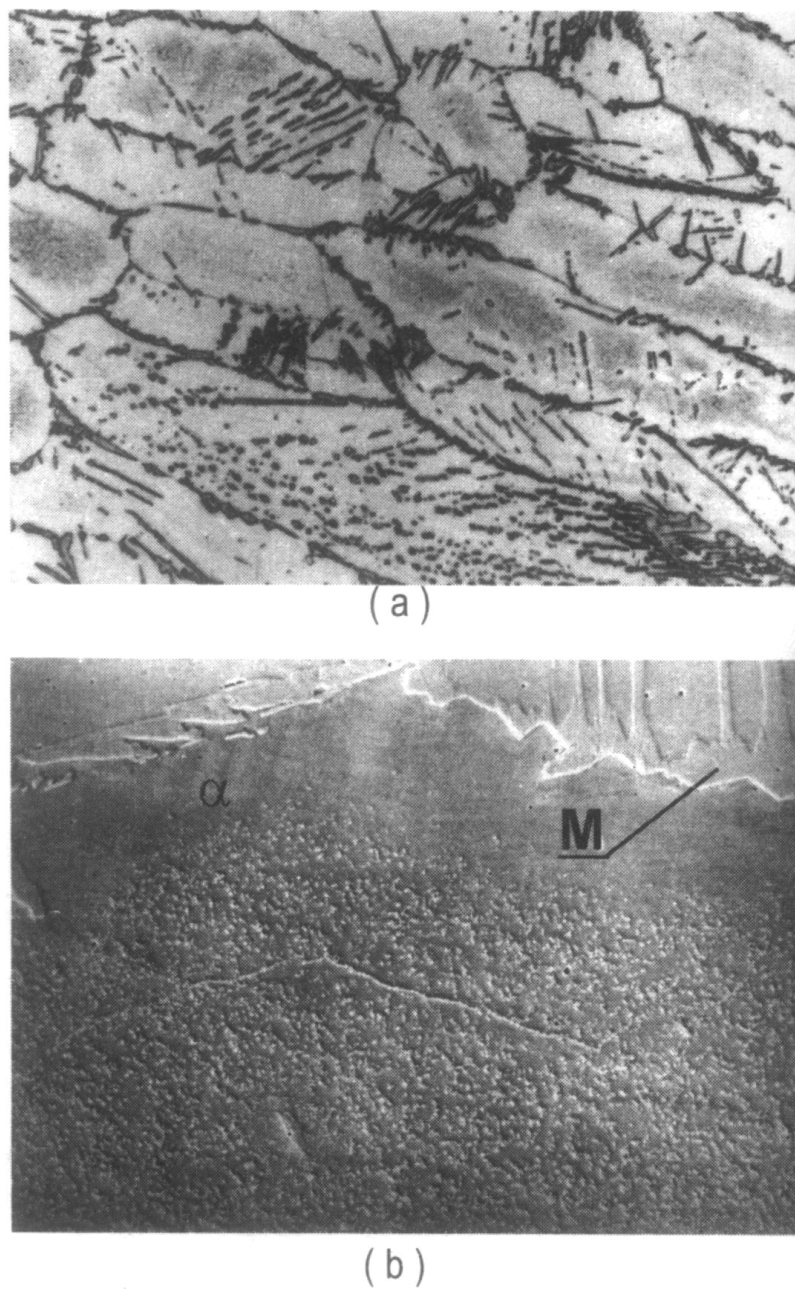


Figura 21 – Microestrutura da solda de um aço inoxidável ferrítico não estabilizado. Ataque: água-régia. (a) Microscopia ótica (50x) – (b) Microscopia eletrônica (500x).

M – Martensita. ? – Ferrita (MODENESI, 2001)

A figura 22 mostra a formação de ferrita delta em processo de soldagem TIG. Verifica-se que austenita acicular precipitou em torno dos contornos de grão de ferrita. A diferença da porcentagem de ferrita delta formada está relacionada com a velocidade

de resfriamento. A composição do metal base (aço inoxidável austenítico): %C = 0,037; % Si = 0,49; Mn = 1,67; Cr = 22,52%; Mo = 3,10%; Ni = 8,31%; N = 0,14% (FOLKHARD, 1988).

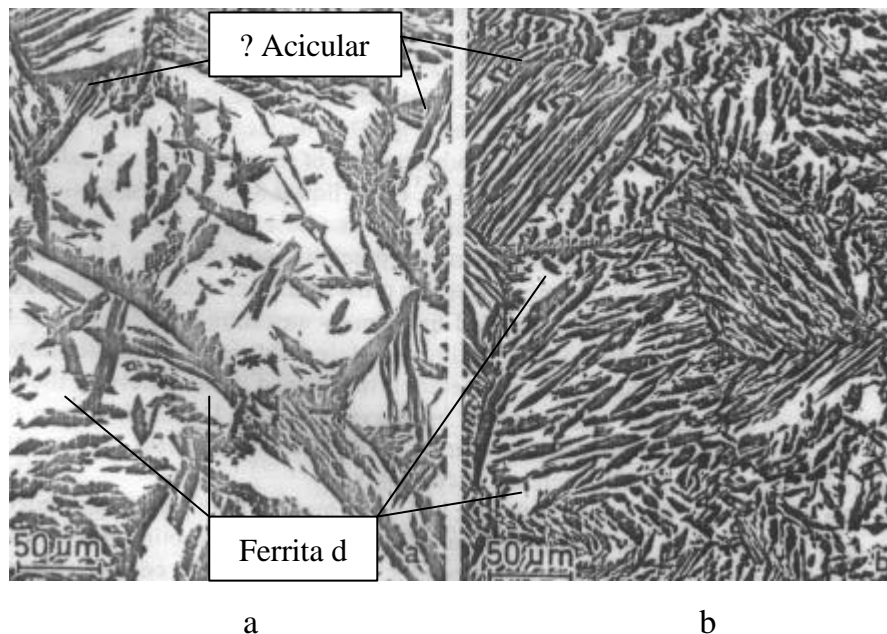
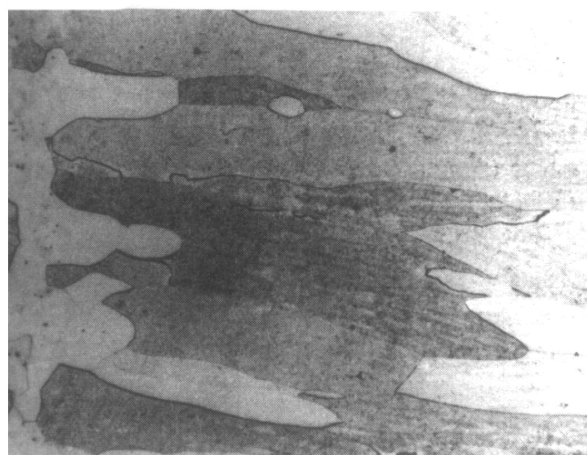


Figura 22 – Microestrutura do cordão de solda do processo TIG (FOLKHARD, 1988)

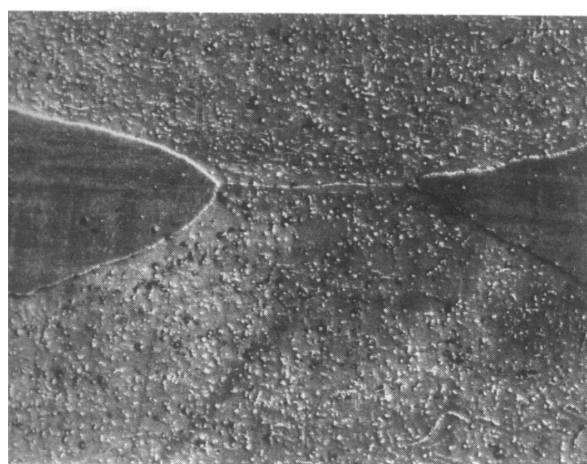
a) Microestrutura com cerca de 70% de ferrita delta.

b) Microestrutura com cerca de 50% de ferrita delta.

Os aços inoxidáveis com teor mais elevado de cromo, com menor teor de elementos intersticiais e adição de elementos estabilizantes, podem ter um balanço entre elementos alfa-gênicos e gama-gênicos tal que a austenita não se forme em nenhuma temperatura. A ZTA será formada por uma região de crescimento de grão e a zona fundida apresentará uma estrutura grosseira e colunar, com precipitados finos intra e intergranulares (Figura 23).



(a)



(b)

Figura 23 – Microestrutura da solda de um aço inoxidável ferrítico estabilizado com nióbio. Ataque: água-régia. (a) Microscopia ótica (50x) – (b) Microscopia eletrônica (500x) (MODENESI, 2001).

Quanto menor o teor de intersticiais, maior será o crescimento de grão devido à quantidade de precipitados que é menor. Entretanto, estabilizando o aço com Nb ou Ti, o crescimento de grão pode ser reduzido pela maior estabilidade dos carbonitretos de nióbio e titânio em comparação com os carbonitretos de cromo (MODENESI, 2001; MORGENFELD, 1983).

2.4.3. Efeitos da solda sobre as propriedades dos aços inoxidáveis ferríticos extra baixo intersticiais (EBI)

2.4.3.1. Precipitação de Carbonetos e Nitretos de Cromo em aços EBI.

O intervalo de precipitação se dá entre 500 e 900°C, com máxima velocidade de precipitação entre 540 e 600°C ($M_{23}C_6$ e NCr_2). Para o aço 446, o resfriamento rápido produz precipitação nos contornos de grão, assim como a formação de precipitados finos no mesmo. A figura 24 mostra a influência do C e N sobre a tenacidade à temperatura ambiente para aços Fe-Cr.

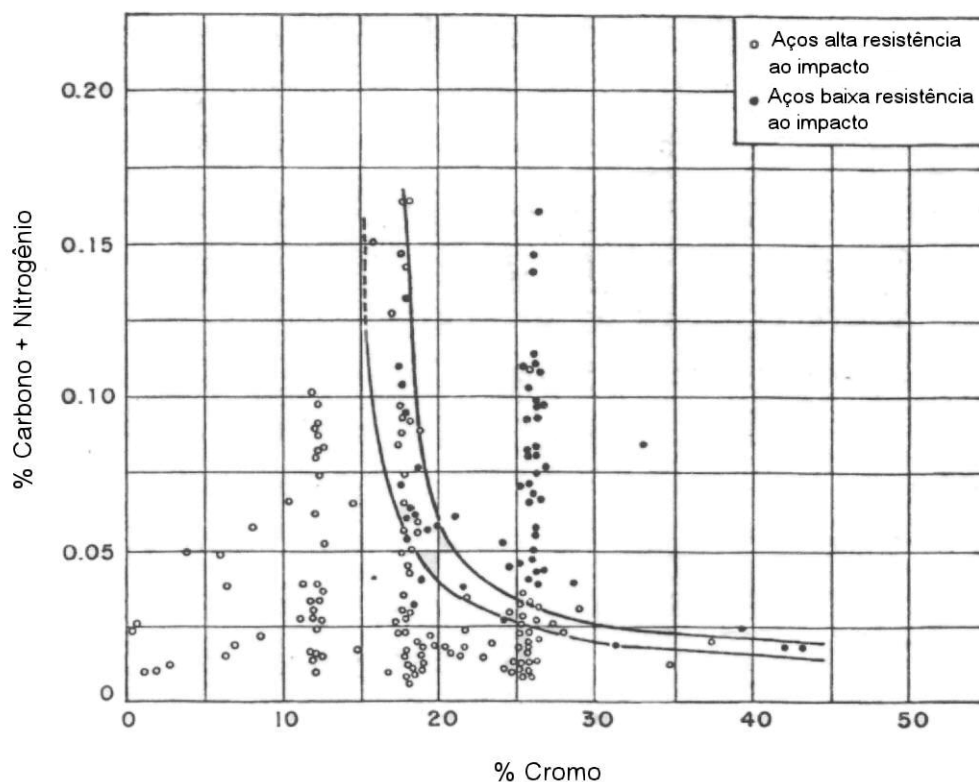
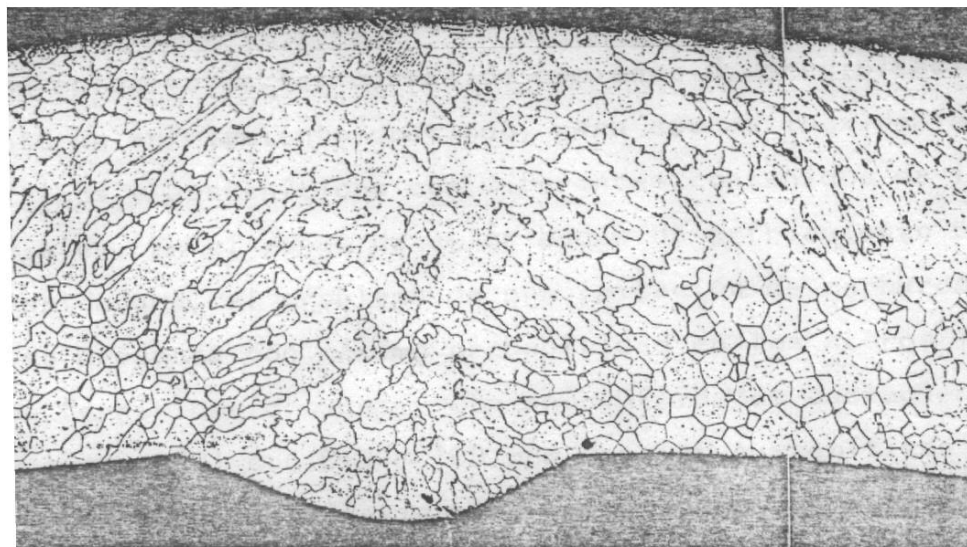
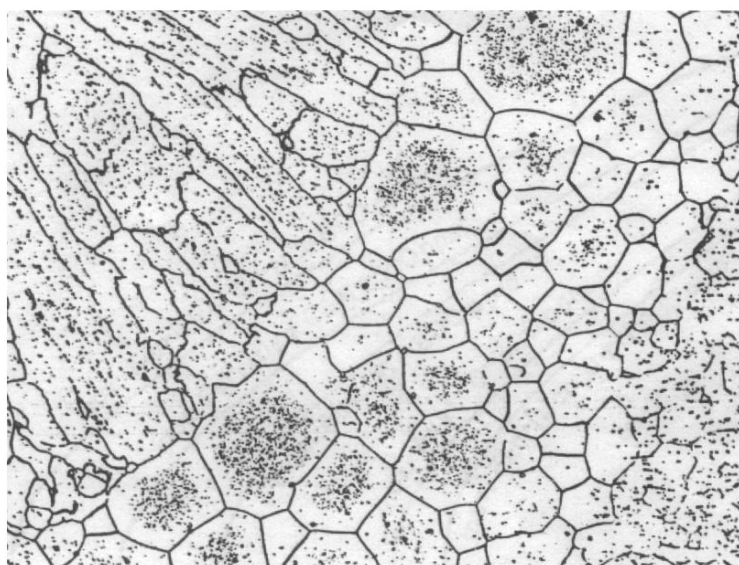


Figura 24 – Influência do C e N sobre a tenacidade à temperatura ambiente para aços Fe-Cr (MORGENFELD & PEREZ & SOLARI, 1983).

A figura 25 mostra o cordão de solda de um aço AISI446, onde pode-se observar certa uniformidade dos grãos e a formação de precipitados nos contornos de grãos e precipitados finos no interior dos grãos.



a



b

Figura 25 – Cordão de Solda em aço inoxidável tipo AISI 446 (MORGENFELD & PEREZ & SOLARI, 1983).

a) Vista geral (25x) – b) Detalhe ZTA (Ataque ácido oxálico 10%).

A Figura 26 esquematiza a posição relativa das curvas do começo da precipitação durante o resfriamento contínuo, para os aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos com diferentes teores de intersticiais. O problema de precipitação de carbonetos de cromo se apresenta com máxima probabilidade em aços inox ferríticos comuns, com probabilidades decrescentes para EBI com $C+N \sim 100$ ppm e aços inox austeníticos. Os aços inox ferríticos com $C+N \sim 80$ ppm apresentam a menor possibilidade de apresentar carbonetos de cromo.

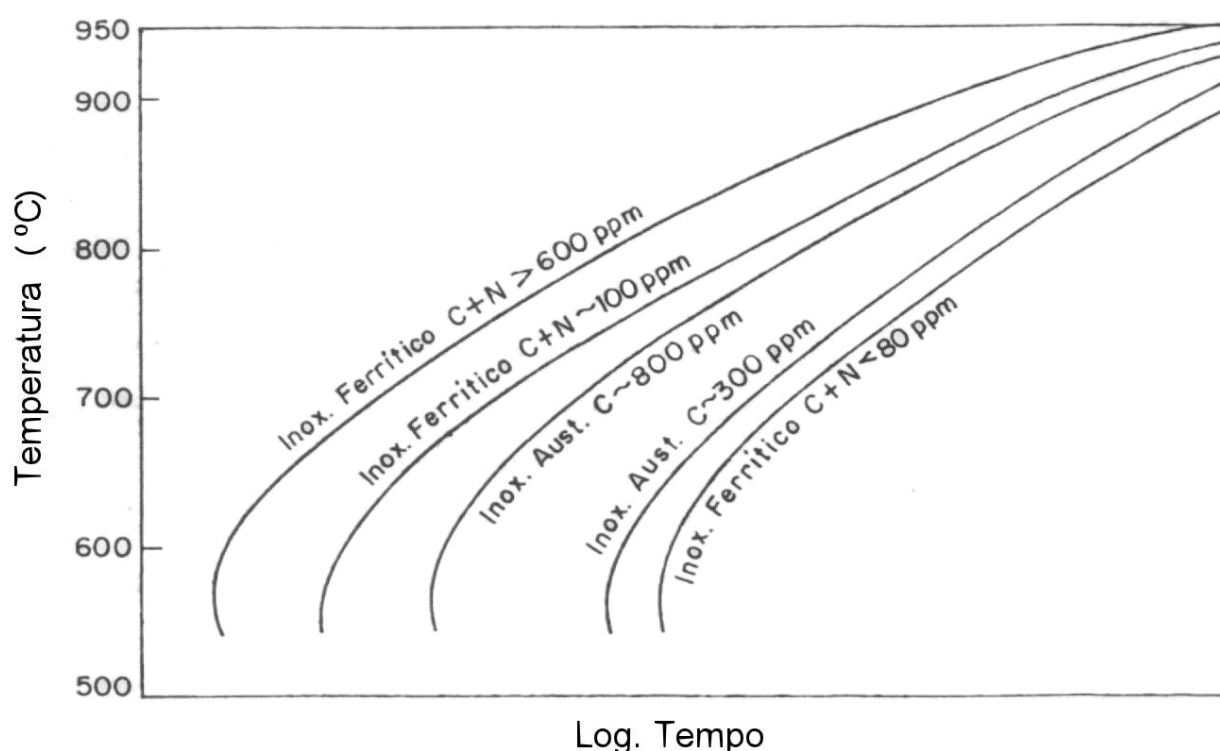


Figura 26 – Esquema comparativo da cinética de precipitação de carbonetos de cromo para diferentes tipos de aços inoxidáveis (MORGENFELD & PEREZ & SOLARI, 1983).

Estudos realizados em aços com (29%Cr, 4%Mo, 2%Ni \rightarrow $C < 110$ ppm, $N < 200$ ppm e $C+N < 250$ ppm) demonstram que os mesmos apresentam uma boa ductilidade e tenacidade, o qual representa uma notável melhora em comparação com

os aços ferríticos convencionais. As propriedades mecânicas dependem do tratamento térmico no qual estes aços são submetidos.

Em chapas, onde se quer maior resistência ao impacto se estabiliza com Nb, e quando se quer tubos onde se precisa ductilidade e resistência ao impacto, utiliza-se uma combinação do Ti e Nb, lembrando que, os carbonetos e nitretos de titânio são concentradores de tensão.

2.4.3.2. Transformações de Fases

Fases σ e δ ?

A fase σ é um composto intermetálico, fragilizante, de composição nominal Fe-Cr. A transformação $\delta \rightarrow \sigma$ apresenta-se a temperatura máxima de 815°C, sendo a temperatura inferior de 480 °C. Segundo Bungardt, Borchers e Kolsch (BUNGARDT, BORCHERS & KOLSCH, 1963), a fase sigma aparecerá em aços ferríticos contendo aproximadamente 18% Cr apenas depois de 10^3 a 10^4 horas em uma temperatura de aproximadamente 550°C. A precipitação da fase sigma em aços ferríticos, irá começar a se formar após a precipitação de carbonetos na matriz ferrítica.

Seus efeitos nas propriedades mecânicas dependem da quantidade e distribuição da mesma, fragilizando o material se for uma rede contínua. Esta fase é muito similar ao precipitado $M_{23}C_6$ quanto à diminuição da resistência à corrosão, uma vez que ao seu redor também se forma uma zona empobrecida em cromo e molibdênio. A adição de 2% de Ni acelera a formação de fase σ . Elementos como Mo, Si e Mn deslocam a faixa de formação da fase sigma para menores teores de cromo (FARIA, 2000; MORGENFELD, 1983, FOLKHARD, 1988, HAMMOND & GUNSTONE, 1981; PECKNER & BERNSTEIN, 1977). A morfologia da fase sigma se apresenta como glóbulos irregulares, algumas vezes alongados (FUKUDA & SUENAGA & TANINO, 1991).

Hull (HULL, 1973) investigou a influência da adição de ligas na precipitação da fase sigma a uma temperatura de 816°C e o tempo para a precipitação de 1000 horas. Com os dados do ensaio, desenvolveu-se a equação do cromo equivalente que indica

que os elementos com sinal positivo aumentam a precipitação da fase sigma (equação 7).

$$\text{Cr equivalente (\% peso)} = \% \text{Cr} + 0,31\% \text{ Mn} + 1,76\% \text{ Mo} + 0,97\% \text{ W} + 2,02\% \text{ V} + 1,58\% \text{ Si} + 2,44\% \text{ Ti} + 1,70\% \text{ Nb} + 1,22\% \text{ Ta} - 0,226\% \text{ Ni} - 0,177\% \text{ Co} \quad \text{Equação 7}$$

Para valores de cromo equivalente acima de 17,8 é esperada a precipitação de fase sigma (LEITNAKER & BENTLEY, 1977) e se o aço contiver Mo também de fase ?.

A fase ? possui composição nominal Fe_2CrMo . Aparece vinculada a fase sigma em aços inox ferríticos que contém Mo. É produzida à temperatura entre 50 – 590 °C afetando a tenacidade em função da quantidade da mesma. A adição de Ni, Ti ou Nb acelera a formação de fase sigma e ?. Entretanto a presença de Ni aumenta a ductilidade e tenacidade da fase ? (FARIA, 2000; FOLKHARD, 1988; MORGENFELD, 1983). De acordo com Thier, Baumel e Schmidtmann (THIER & BAUMEL & SCHIMDTMANN, 1969) o nitrogênio diminui a formação de fase ? para o aço com a composição de 17%Cr, 13%Ni e 5%Mo, conforme mostra a figura 27. Segundo estes autores, para uma porcentagem de 0,25%N não há formação de fase ?.

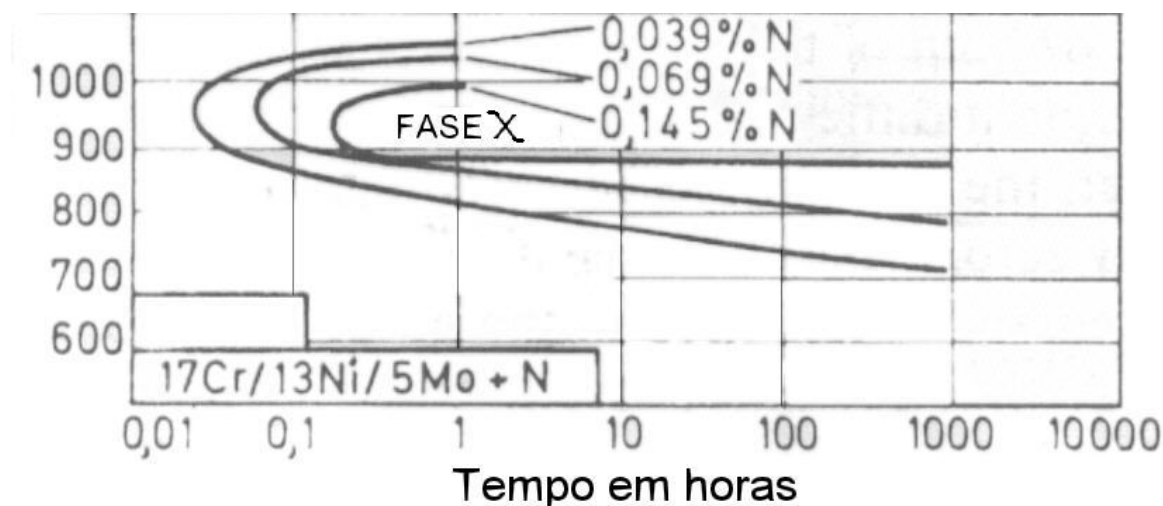


Figura 27 – Diagrama TTP para o início de precipitação da fase sigma em um aço austenítico contendo molibdênio (THIER & BAUMEL & SCHIMDTMANN, 1969)

Fases de Laves (?)

A precipitação da fase de Laves normalmente ocorre nos contornos de grão, sendo mais acelerada com a presença de Mo e Si (OHASHI & ONO & KINOSHITA & YOSHIOKA, 1979). A figura 28 mostra o diagrama Ferro-Molibdênio desenvolvido por Kubaschewski (KUBASCHEWSKI, 1982). Verifica-se que aproximadamente 5% de molibdênio, pode-se ocorrer a precipitação desta fase.

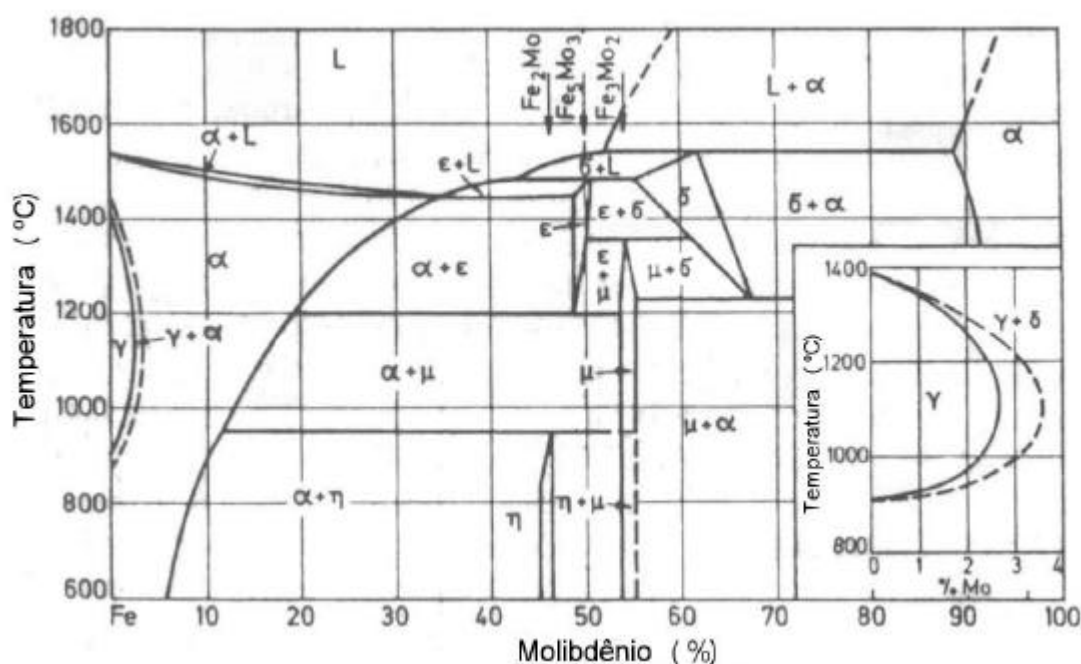


Figura 28 – Diagrama Fe-Mo desenvolvido por Kubaschewski (KUBASCHEWSKI, 1982).

O Si tem o efeito de diminuir a solubilidade do Mo na ferrita e aumentar o coeficiente de atividade do Mo e do Fe na ferrita, acelerando a precipitação da fase Laves (KUNIMITSU & IWAMOTO & HOTTA & SASALI & HOSOI, 1991).

Como a fase γ e a fase de Laves, que ao contrário da fase δ , podem dissolver carbono, é esperado que em aços com maiores teores de carbono e de Mo, sua precipitação seja favorecida com relação a fase δ (FONTANA, 1982). A morfologia da fase de Laves apresenta-se como glóbulos irregulares ou como plaquetas após a exposição em altas temperaturas (FUKUDA & SUENAGA & TANINO, 1991).

Fase a'

Os aços que contém Cr entre 17 – 25% apresentam a denominada “fragilização dos 475°C” ao ser aquecidos entre 400 – 550°C. O fenômeno é causado pela precipitação de partículas de uma fase rica em Cr. Esta fase denominada a', possui estrutura CCC. Tem o efeito fragilizante, sendo este menor se houver o refino do grão. A precipitação desta fase rica em Cr pode ocorrer por dois mecanismos: decomposição spinodal, no caso de elevados teores de Cr, e nucleação e crescimento para baixos teores de Cr ou elevadas temperaturas (COURTNALL & PICKERING, 1976).

De acordo com Baerlecken e Fabritius (BAERLECKEN & FABRITIUS, 1955), De Nys e Gielen (DE NYS & GIELEN, 1971), Ettwig e Pepperhoff (ETTWIG & PEPPERHOFF, 1970), Albritton e Lewis (ALBRITTON & LEWIS, 1971) e Solomon e Levinson (SOLOMON & LEVINSON, 1978), a fragilização dos 475°C é induzida pela segregação que ocorrem na ferrita, que segrega em um componente ferro magnético que é rico em ferro e um componente rico em cromo para-magnético com aproximadamente 80%. No sistema binário Fe-Cr (Figura 1), este dois tipos de ferrita é indicada abaixo de 500°C como a e a'.

De acordo com Heger (HEGER, 1951), o tempo e a temperatura para uma maior fragilização é influenciada por elementos de liga. Adição de cromo, molibdênio, silício e alumínio aumentam significamente a fragilização. O carbono reduz a tendência da fragilização formando carbonetos de cromo, retirando-o da matriz. Entretanto, este efeito não pode ser considerado se houver a presença de titânio e nióbio que combina com o carbono, permanecendo cromo na matriz. O nitrogênio não influencia significamente na fragilização dos 475°C. A figura 29 mostra a influência da temperatura de 475°C na dureza em diferentes aços.

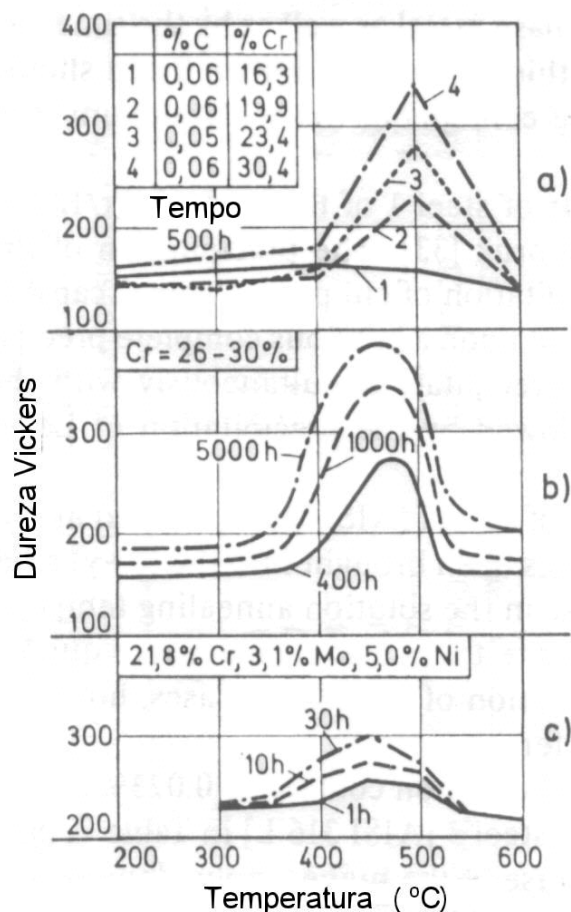


Figura 29 – Influência da temperatura de 475°C na dureza de diferentes aços. a) Fe-Cr conforme Bandel e Tofaute (BANDEL & TOFAUTE, 1942) - b) Aço cromo com 26-30% de cromo conforme Newell (NEWEL, 1951) – c) Aço duplex ferrítico-austenítico conforme Herbsleb e Schwaab (HERBSLEB & SCHWAAB, 1982).

Ensaio foram realizados por Grobner (GROBNER, 1973) com aços com 14 e 18% de Cr com adição de 2% Mo a fim de verificar o efeito destes elementos na fragilização a 475°C. A adição de Mo faz com que a fragilização dos aços inoxidáveis ferríticos ocorra em tempos mais curtos, conforme mostra a figura 30. O tempo necessário para o início da precipitação desta fase em um aço com cerca de 18% Cr, pode variar de duas até milhares de horas.

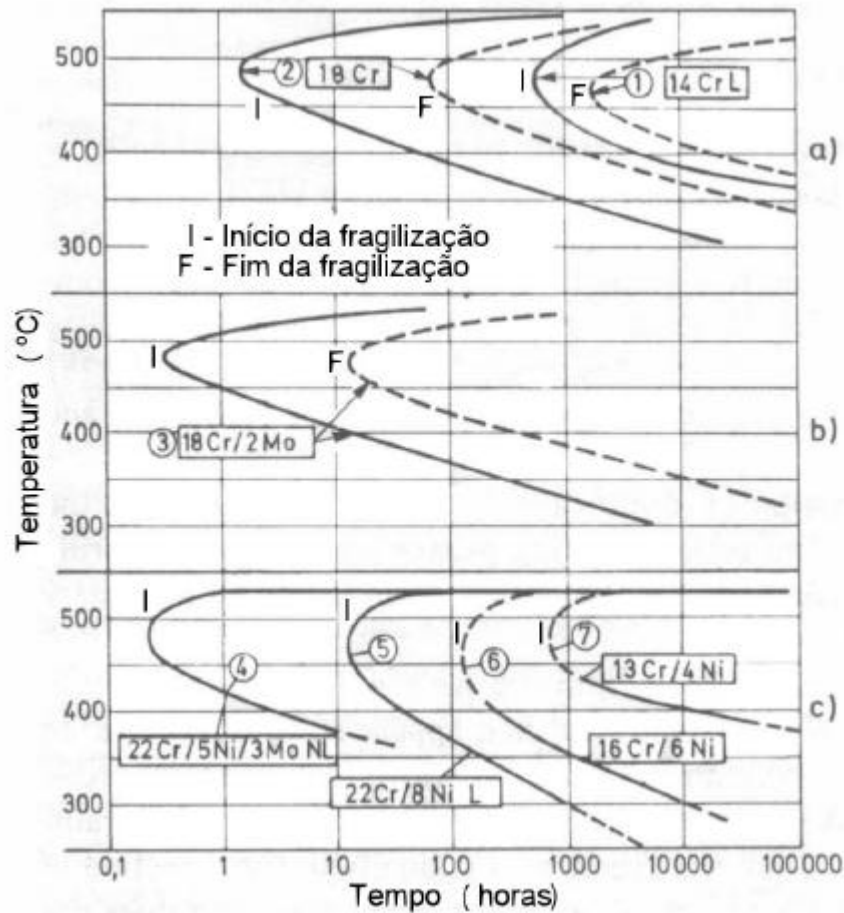


Figura 30 – Diagrama TTT para fragilização dos 475°C. a) e b) início e fim da formação da fase a' para aços ferríticos Cr + Mo (GROBNER, 1973). c) início da formação da fase a' para aços duplex austenítico-ferrítico (HERBSLEB & SCHWAAB, 1982; TRAUTWEIN & GYSEL, 1981; PUBER & AUER, 1981).

Devido ao tempo longo necessário para a precipitação da fase a' (acima de 1 hora, dependendo da composição do aço), esta fragilização não são geralmente consideradas como um problema para a soldagem de aços inoxidáveis ferríticos (MORGENFELD, 1983).

Martensita

A presença de elementos austenitizantes pode produzir durante o aquecimento, transformação parcial da estrutura austenítica, e durante o resfriamento rápido a produção de martensita, deteriorando as propriedades de impacto. Ao baixar o teor de carbono, que é austenitizante, se reduz a possibilidade de formação de martensita. (Figura 31).

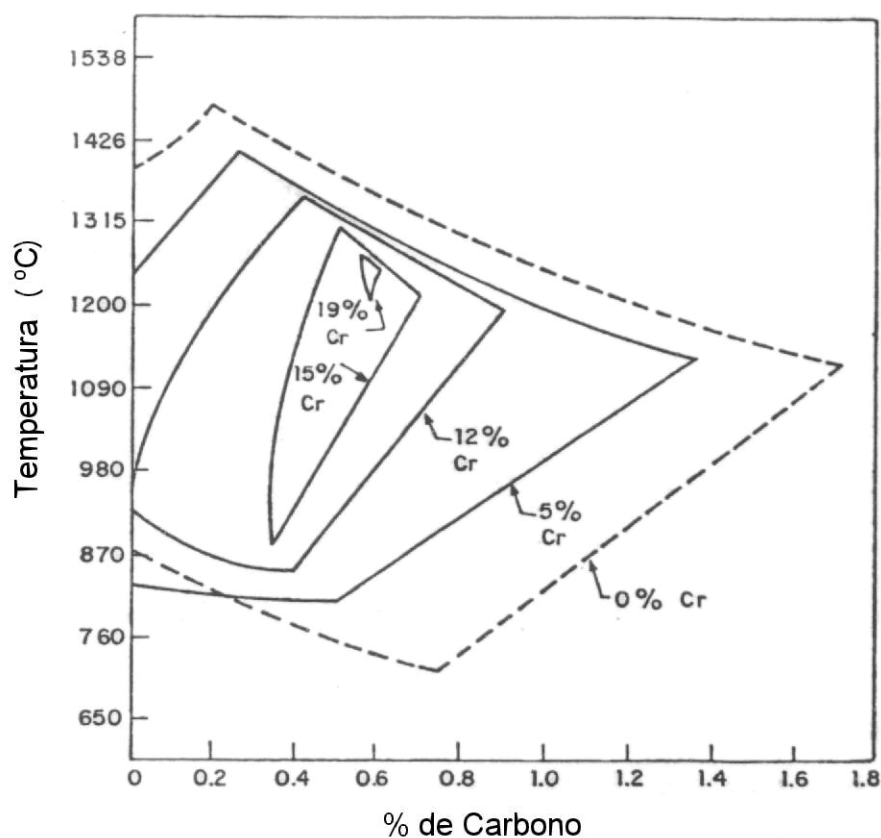


Figura 31 – Efeito da quantidade de Cr e C na estabilidade da austenita a elevada temperatura (CHIAVERINI, 1977).

Ferrita Widmanstätten

A ferrita Widmanstätten pode se formar dependendo da composição do aço e das condições expostas como temperatura, tempo de exposição e velocidade de resfriamento. Preferencialmente, se formam nos contornos de grãos na forma de placas, conforme mostra a figura 32.



Figura 32 – Microestrutura Fe-0,15%C. A amostra foi austenitizada, mantida a temperatura de 500°C por 2 s e resfriada à temperatura ambiente. (300x). (PORTER).

O crescimento está associado à interface entre as fases, que podem ser semi-coerentes ou incoerentes. Quando duas fases possuem diferentes estruturas cristalinas e interfaces semi-coerentes, temos como consequência uma mobilidade muito baixa. Entretanto, interfaces incoerentes possuem alta mobilidade. Quando há duas interfaces, uma incoerente e outra semi-coerente entre duas fases, o crescimento do precipitado será na forma de placas ou disco como pode ser verificado pela figura 33. Isto originou a morfologia Widmanstätten.

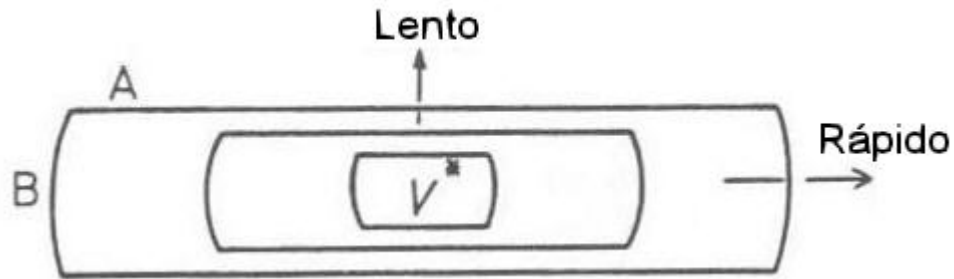


Figura 33 – O efeito do tipo de interface na morfologia do crescimento do precipitado.

A) Baixa mobilidade - Interface semi-coerente

B) Alta mobilidade – Interface incoerente. (PORTER).

Na figura 34 podemos visualizar o diagrama mostrando a morfologia resultante em função da porcentagem de carbono e da temperatura.

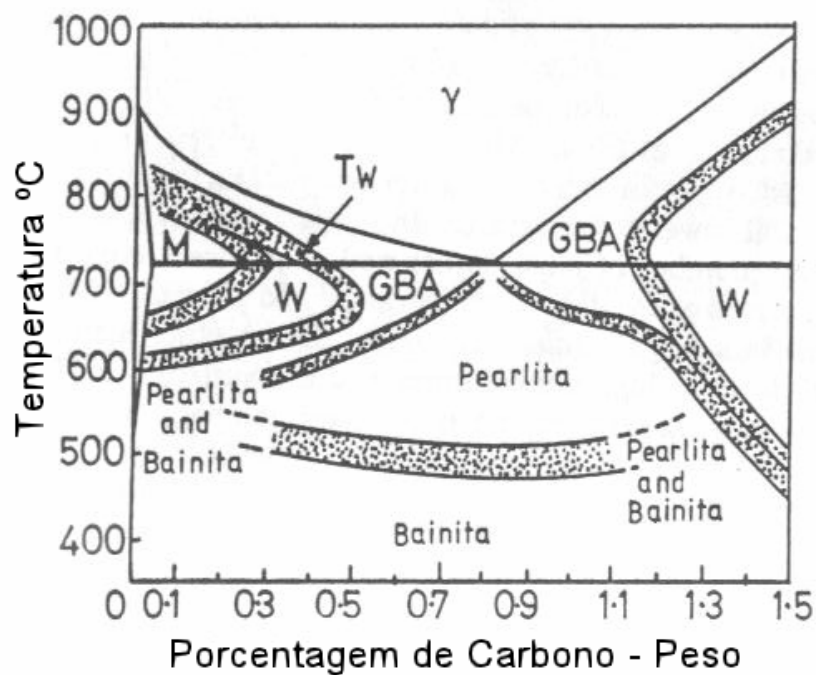


Figura 34 – Diagrama (Morfologia x tempo x temperatura).

GBA = Contorno de grão allotrimorfs; W = Morfologia Widmanstätten; M = Ferrita. (PORTER).

Fragilização por Hidrogênio e Oxigênio

Fragilização por Hidrogênio

Os aços Fe-Cr são susceptíveis a fragilização por H. Em soldagens “autógenas” efetuadas em aços 18%Cr – 2%Mo – 0,25%Ti com 0,014%C e 0,011% N, a presença de hidrogênio reduz drasticamente a ductilidade causando a fratura. O recomendável é fazer tratamento térmico imediatamente após a soldagem, se o gás de proteção conter hidrogênio.

Fragilização por Oxigênio

Concentrações de oxigênio superiores a 0,025% causam a formação de inclusões não metálicas e perda da resistência à corrosão por pites. Pode ocorrer também o aparecimento de fissuras durante a têmpera em água. Deve-se controlar a incorporação de oxigênio durante os processos de soldagem.

Fissuração a quente

A fissuração a quente em aços inoxidáveis deve ser considerado, devido a sua má soldabilidade. Verificou-se que os aços inoxidáveis extra baixo intersticiais são menos susceptíveis a fissuras. Consegue-se uma boa resistência à fissuração usando teores de C+N<0,04%, Ti ou Ta, ou uma combinação de ambos estabilizantes, não ocorrendo isto, se adicionar exclusivamente Nb (MORGENFELD, 1983).

2.5. Resistência à Corrosão dos aços inoxidáveis ferríticos extra baixo intersticiais

2.5.1. Resistência à Corrosão generalizada

Uma forma de avaliar a resistência à corrosão generalizada é comparar a velocidade de corrosão em diferentes ácidos. A Tabela 9 demonstra a velocidade de corrosão generalizada para alguns tipos de aços.

Tabela 9 – Corrosão generalizada em alguns aços (Aço carbono, Aços inoxidáveis Ferríticos e Austeníticos e aços inoxidáveis Ferríticos Extra Baixo Intersticiais) (MORGENFELD, 1983).

Aço Tipo	Velocidade de corrosão (mm/ano)							
	Nítrico (65%)	Sulfúrico com Sulfato férico (50%)	Fórmico (45%)	Oxálico (10%)	Acético (20%)	Bisulfato de sódio (10%)	Sulfúrico (10%)	Clorídrico (1%)
Aço Carbono 1020	4500	--	630	62	170	1000	1300	430
430	0,5	7,9	2200	160	80	2300	6400	1500
304	0,2	0,6	44	15	0,1	70	400	81
316	0,3	0,6	13	2,4	0,1	4,3	22	71
Fe-18Cr- 2Mo-Ti (EBI) – Estabilizado com Ti.	5,8	4,1	10	250	0,0	930	2400	850

2.5.2. Resistência à Corrosão intergranular

Os mecanismos de corrosão intergranular em aços inox são:

- A sensitização por precipitação de carbonetos e nitretos de cromo;
- Dissolução de precipitados

Precipitação de carbonetos e nitretos de cromo: A menor solubilidade de C e N na ferrita em comparação com a austenita é a principal responsável pela sensitização em aços inoxidáveis ferríticos. Ao se precipitar carbonetos e nitretos de cromo, se tem uma zona empobrecida de cromo susceptível a corrosão.

A Figura 35 demonstra metalografias referentes à diferença da sensibilidade a corrosão intergranular nos contornos de grão, entre aços inoxidáveis ferríticos comuns (a) e EBI (b), ambos soldados por GTAW e submetidos a ataque (MORGENFELD, 1983).

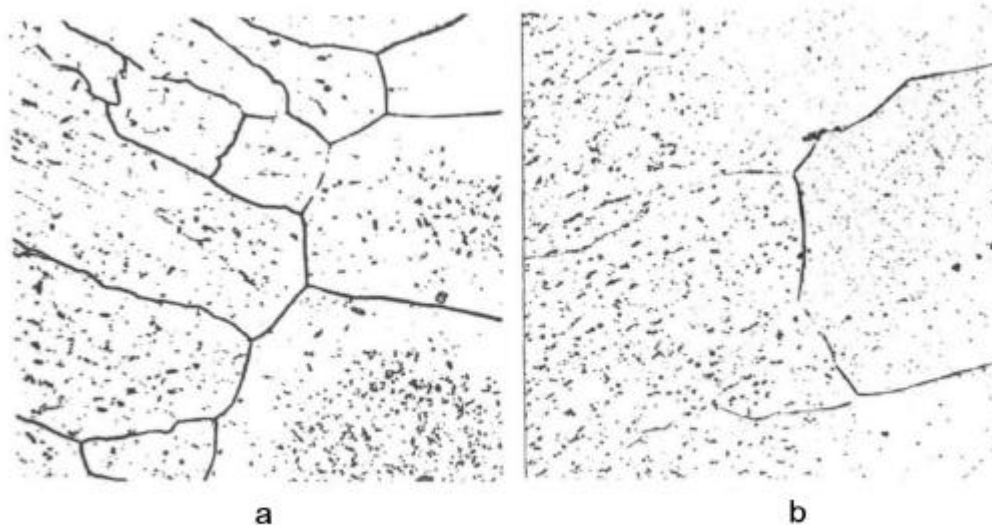


Figura 35 – Zona fundida e ZTA – Soldas pelo processo GTAW – Ataque oxálico 10% (500 x) – a) AISI 446 – b) Aço EBI Monit (MORGENFELD, 1983).

Dissolução de precipitados: Aços comercializados EBI com baixos teores de intersticiais, como por exemplo, o aço 18%Cr-2%Mo (400 ppm), que contém um elo de estabilizantes, são sensíveis à corrosão intergranular por dissolução preferencial de carbonetos de Ti e Nb. (Meio: Ácido Nítrico).

O problema da corrosão intergranular é relacionado com a precipitação de $\text{Cr}_{23}(\text{CN})_6$ nos contornos de grão e empobrecimento de Cr nas regiões adjacentes. Para minimizar este problema, o aço EBI/P444 é estabilizado com Ti e Nb, diminuindo elementos formadores de carbonetos como o C e N, visando eliminar a formação de $\text{Cr}_{23}(\text{CN})_6$.

2.5.3. Resistência à Corrosão por Pites e Corrosão por fretas

A figura 36 mostra o efeito do Cr e Mo sobre a resistência a corrosão por pites, corrosão por fretas e corrosão sob tensão. Recentemente se demonstrou que para assegurar uma boa resistência a corrosão por fretas, se requer ao menos 3% de Mo em aços EBI.

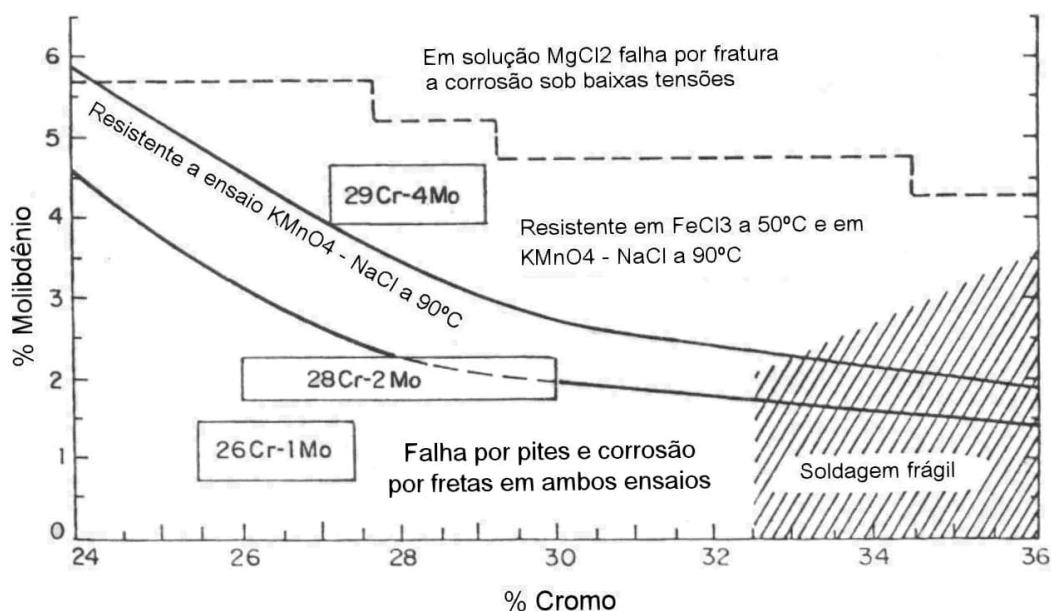


Figura 36 – Efeito do Cr e Mo sobre a resistência por pites, por fretas e a baixas tensões (MORGENFELD, 1983).

Levando em consideração o início da corrosão por frestas, o aço inoxidável ferrítico EBI/P444 possui melhor performance, apresentando menor valor de pH_D (pH de depassivação), se comparado com o aço inoxidável austenítico AISI304. Quanto menor o valor do pH de depassivação, maior a dificuldade do início desta forma de corrosão. (Figura 37).

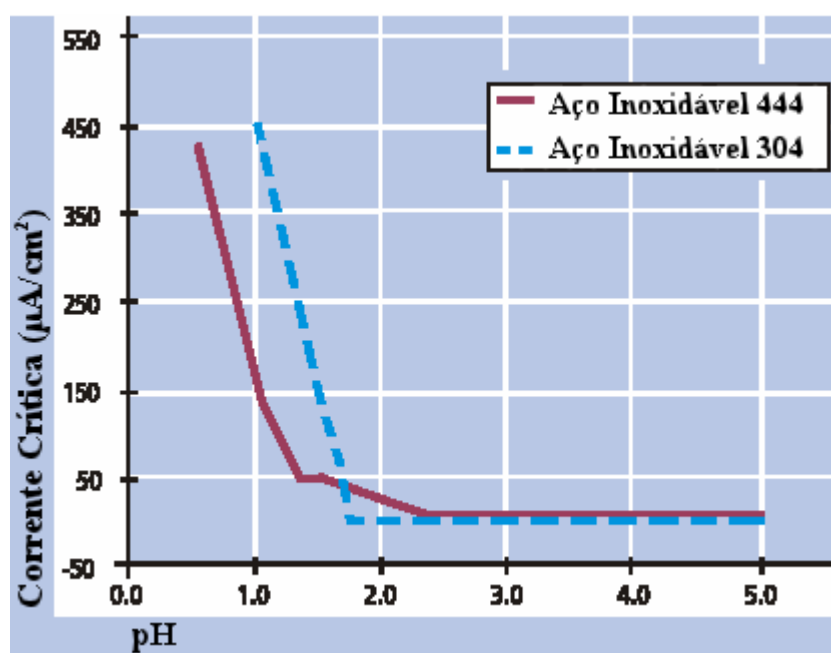


Figura 37 – Valor de pH de Depassivação em solução 2M NaCl (ACESITA, 2001).

2.5.4. Resistência à Corrosão sob tensão

Os aços inoxidáveis ferríticos são imunes a este tipo de problema, sendo que a sensibilização pode torná-los susceptíveis em $MgCl_2$ a $155^\circ C$ e em NaCl a temperaturas menores.

A corrosão sob tensão é caracterizada por rupturas espontâneas em metais submetidos à ação simultânea de um meio corrosivo e uma solicitação mecânica (HANSEN & ANDERKO, 1958). A solicitação mecânica pode ser proveniente em consequência de um tratamento térmico, soldagem ou tubulações em serviço em elevadas temperaturas.

A corrosão sob tensão pode ser classificada em 6 diferentes grupos (STAEHLE, 1969):

- 1) Ruptura do filme óxido de cromo, com propagação da fratura por dissolução do filme passivo;
- 2) Dissolução do metal base acelerada por tensão de tração;
- 3) Empolamento por Hidrogênio;
- 4) Adsorção e interação das espécies com vínculo de tração;
- 5) Formação de filme frágil e ruptura, repetida ciclicamente;
- 6) Formação de filas de corrosão puntiforme que se estende em forma de túneis de corrosão paralela, com paredes não corroídas entre os túneis, rompendo mecanicamente.

Os aços ferríticos têm melhor resistência à corrosão sob tensão do que materiais completamente austeníticos, não sofrendo este tipo de corrosão em presença de cloretos. Um aço inoxidável austeníticos (18% Cr- 8% Ni), pode romper-se em menos de 100 horas, podendo este tempo ser menor conforme o aumento da tensão. (HOCHMENA & STAEHLE & EDSON, 1969).

Os casos mais comuns de corrosão sob tensão de aços inoxidáveis austeníticos ocorrem em meios contendo cloretos e em temperaturas superiores a 60°C. Frequentemente, este tipo de corrosão ocorre associada à corrosão intergranular ou à corrosão localizada.

Uma das substâncias que pode danificar a película protetora de óxido de cromo (Cr_2O_3), está o íon cloreto (Cl^-). A adsorção do íon cloreto (Cl^-) na película protetora e conseqüente nucleação de um trinca por pite, funciona como um ânodo, para grande área catódica, gerando alta densidade de corrente na ponta da trinca. O processo corrosivo, através da hidrólise de íons metálicos, causa decréscimo de pH , impedindo a passivação da película e acelerando o ataque corrosivo (GENTIL, 1987).

Os fatores que podem causar a corrosão sob tensão (CST) são: Meio ambiente (soluções aquosas contendo cloretos ou outro eletrólito), tensões sustentadas trativas, susceptibilidade da estrutura do metal ou liga metálica, presença de oxigênio ou outro oxidante, temperatura elevada, potencial eletroquímico favorável e acidez local

(BROWN, 1981). A figura 38 mostra a trinca de corrosão sob tensão em aço inoxidável austenítico.



Figura 38 – Trinca de corrosão sob tensão em aço inoxidável austenítico, 500X
(FONTANA, 1982).

A corrosão sob tensão não é um problema específico de peças soldadas, mas a soldagem atua indiretamente, causando tensões residuais que aumentam o perigo de ataque e produzindo regiões com microestrutura alteradas que podem ter comportamento diferente do metal base em relação a este tipo de corrosão.

2.5.5. Resistência à Corrosão Atmosférica

Após 2 anos de exposição atmosférica em diferentes tipos de ambientes (marinho, industrial e rural), o aço inoxidável ferrítico EBI/P444 apresentou melhor resistência à corrosão atmosférica que o aço inoxidável austenítico 304 e similar à do aço inoxidável austenítico AISI316, conforme pode ser verificado pela figura 39.



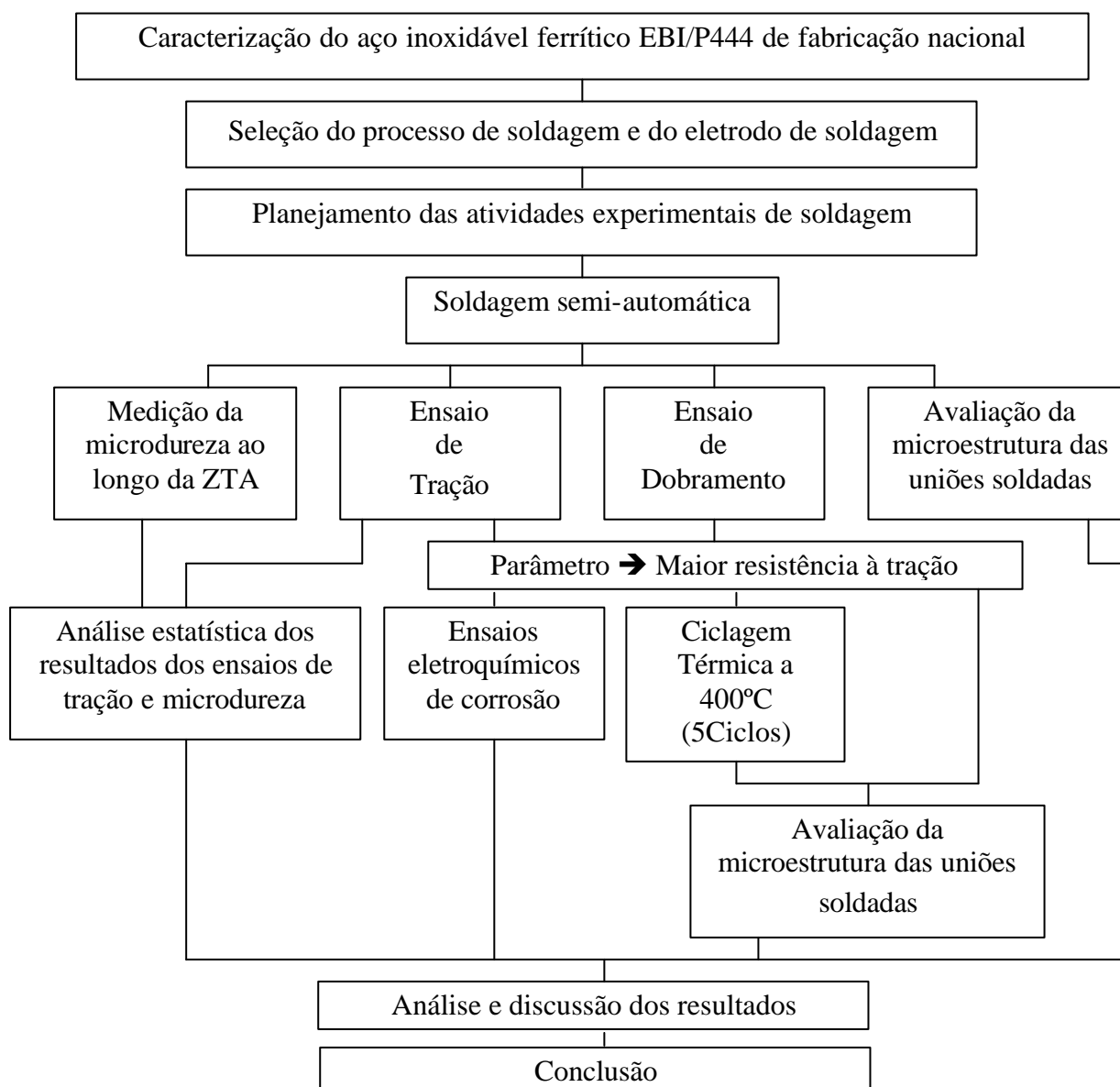
Figura 39 – Resultado após 2 anos de exposição (Ambiente Marinho) (ACESITA, 2001).

3. OBJETIVO

Este trabalho tem como objetivo estudar o efeito dos parâmetros de soldagem do aço inoxidável ferrítico AISI 444 [EBI/P444], com relação à microestrutura, ensaios de tração e de dobramento, variação de microdureza na região da ZTA, resistência à corrosão e o efeito da exposição à temperatura de 400°C durante vários ciclos (ciclagem térmica das uniões soldadas).

Para alcançar o objetivo foram realizadas as seguintes atividades:

Fluxogramas das atividades:



4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1. Material base

O aço inoxidável ferrítico extra baixo intersticial (EBI/P444) de fabricação nacional – ACESITA - e os metais de adição para soldagem foram fornecidos pela REPAR e pelo CENPES (Centro de Pesquisa da Petrobrás).

A composição química e propriedades mecânicas da chapa de aço P444 se encontram nas tabelas 10, 11 e 12.

Tabela 10 – Composição química do aço inoxidável P444 (ACESITA, 2001).

Tipo	%Cr	%Mo	%C	%N	%Ni	%Ti- Nb	%Mn	%P	%S	%Si
AISI444	17,5- 19,5	1,75- 2,5	≤0,025	≤0,035	≤1,0	(*)	≤1,0	≤0,040	≤0,030	≤1,0

(*) $0,2 + 4(C+N) \leq Ti+Nb \leq 0,8$

Tabela 11 - Propriedades Mecânicas do Aço AISI444 (ACESITA, 2001).

Aço inoxidável	Limite de Ruptura (MPa)	Limite escoamento 0,2% (MPa)	Alongamento (%)	Dureza HRB
P444	497	337	32	83

Tabela 12 - Propriedades Físicas do Aço AISI444, AISI304 e AISI316 (ACESITA, 2001).

Aço inoxidável	Coefficiente de expansão térmica α m/m.°C	Condutividade térmica a 100°C W/m.k	Resistência Elétrica nO.m	Módulo de Elasticidade (GPa)
EBI/P444	11,4	26,8	620	200
304	18,4	16,2	720	193
316	17,5	16,2	740	193

4.2. Soldagem

A soldagem das chapas do aço EBI/P444 (aço inoxidável ferrítico) foi realizada pelo processo GTAW [TIG]. A soldagem foi realizada no Laboratório de Soldagem do LACTEC. As chapas foram soldadas topo-a-topo com dimensões de 150 x 100 x 3 mm cada uma, segundo é mostrado na figura 40.

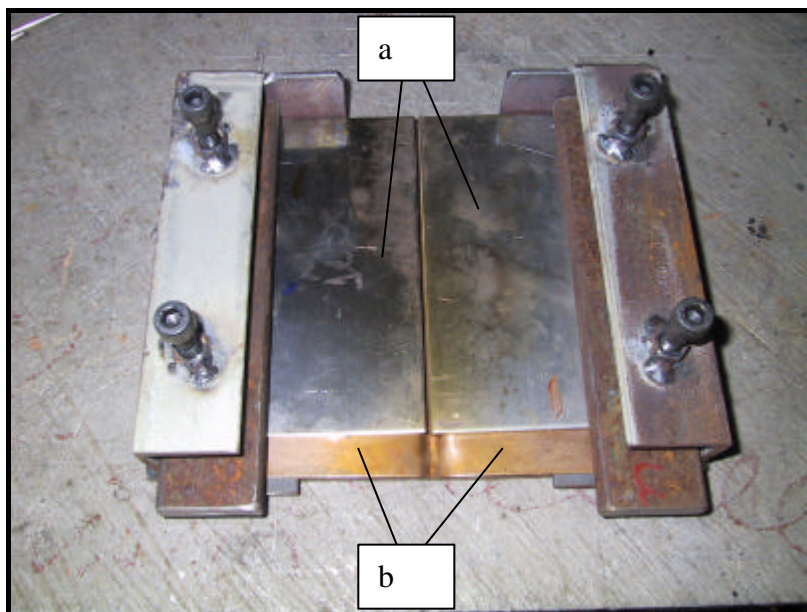


Figura 40 – Corpo de prova e gabarito para soldagem – Antes da soldagem.

a) chapa de aço inoxidável ferrítico EBI/P444. b) chapa de cobre tipo cobre junta

Foi utilizado o processo GTAW [TIG] por tratar-se de um aço inoxidável ferrítico, sendo o requisito fundamental garantir um menor crescimento de grão na zona termicamente afetada [ZTA]. O processo TIG dentre os processos de aplicação em campo, é o que melhor permite a realização de soldagem com pequena ZTA.

4.2.1. Determinação do procedimento e parâmetros de soldagem

- Parâmetros de soldagem do processo GTAW:
 - o Corrente
 - o Tensão
 - o Ângulo de afiação do eletrodo de tungstênio

- Fluxo de gás argônio
- Velocidade de soldagem
- Procedimento
 - Substrato com e sem preaquecimento
 - Com e sem cobre junta para dissipar calor

4.2.2. Planejamento dos experimentos

Foi selecionado o arranjo ortogonal de Taguchi L8 com dois níveis. Isto requer a realização de oito (8) experimentos de acordo à seguinte matriz (tabela 13):

Tabela 13 – Matriz ortogonal de Taguchi L8.

Exp. Nº	Coluna de Fatores						
	Cobre-Junta	Ângulo Eletrodo	Pre- Aquecimento	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade (cm/s)	Fluxo gás (l/min)
1	1	1	1	1	1	1	1
2	1	1	1	2	2	2	2
3	1	2	2	1	1	2	2
4	1	2	2	2	2	1	1
5	2	1	2	1	2	1	2
6	2	1	2	2	1	2	1
7	2	2	1	1	2	2	1
8	2	2	1	2	1	1	2

A metodologia de Taguchi utiliza a técnica de análise de variância em função das médias obtidas para o cálculo da ANOVA e da representação gráfica das tendências.

Uma das características da forma dos arranjos ortogonais de Taguchi é a de que os registros das colunas mais à esquerda mudam menos frequentemente do que os das colunas mais à direita ignorando o caráter aleatório. Quando esses arranjos são usados para planejar experimentos múltiplos fatoriais, o custo dos ensaios pode ser às vezes reduzido, associando-se as colunas mais à esquerda com os fatores de maior custo ou mais difíceis de variar.

A hipótese a verificar é para os valores medidos de tração, sendo o MAIOR resistência à tração, a MELHOR condição. Para a medição de microdureza, foram consideradas duas condições melhores: a) o MAIOR valor de microdureza, a MELHOR condição; b) valor NOMINAL de microdureza, a MELHOR condição.

Os níveis foram selecionados de acordo com as soldas preliminares conforme a seguir:

- Cobre Junta:	Nível 1 = sem	Nível 2 = com
- Ângulo de afiação:	Nível 1 = 15°	Nível 2 = 30°
- Pré-aquecimento:	Nível 1 = sem	Nível 2 = com
- Corrente:	Nível 1 = 120 A	Nível 2 = 90 A
- Tensão:	Nível 1 = 11V	Nível 2 = 8V
- Velocidade de soldagem	Nível 1 = 0,20 cm/s	Nível 2 = 0,10 cm/s
- Fluxo de gás argônio	Nível 1 = 18 l/min	Nível 2 = 16 l/min

O ângulo de afiação do eletrodo de tungstênio pode ser visualizado na figura 41:

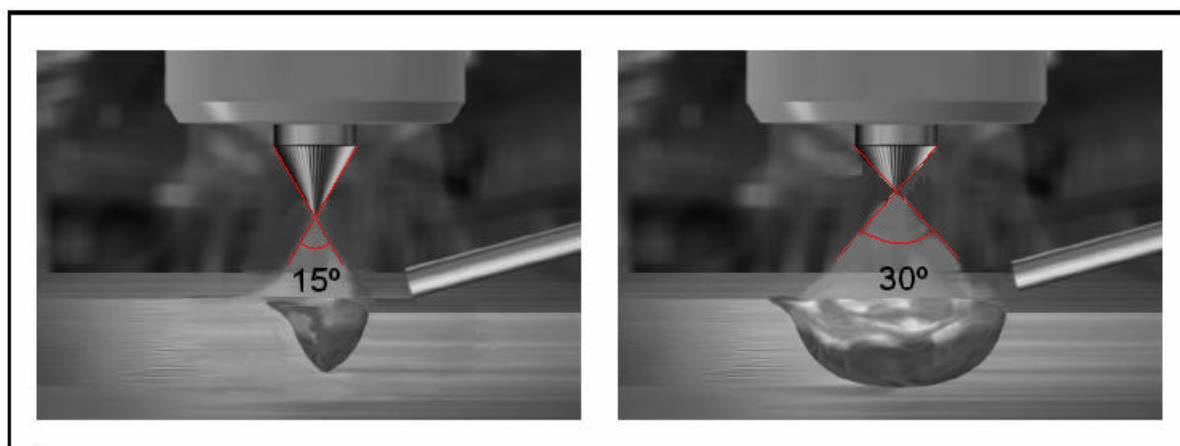


Figura 41 – Ângulo de afiação do eletrodo de tungstênio.

A Matriz de experimentos observa-se na tabela 14.

Tabela 14 – Matriz dos parâmetros para soldagem.

Exp. Nº	Coluna de Fatores						
	Cobre-Junta	Ângulo Eletrodo	Pre- Aquecimento	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade (cm/s)	Fluxo gás (l/min)
1	SEM	15°	SEM	120 A	11 V	0,20	18
2	SEM	15°	SEM	90 A	8 V	0,10	16
3	SEM	30°	COM	120 A	11 V	0,10	16
4	SEM	30°	COM	90 A	8 V	0,20	18
5	COM	15°	COM	120 A	8 V	0,20	16
6	COM	15°	COM	90 A	11 V	0,10	18
7	COM	30°	SEM	120 A	8 V	0,10	18
8	COM	30°	SEM	90 A	11 V	0,20	16

Com os dados da matriz dos parâmetros de soldagem (tabela 14), calculou-se através da equação 6, a energia de soldagem, como mostra a tabela 15.

Tabela 15 – Energia de soldagem calculada pela equação 6 para os parâmetros utilizados.

Energia de Soldagem	
Parâmetros Nº	Energia de Soldagem (J/cm)
1	6600
2	9900
3	7200
4	4800
5	4800
6	7200
7	9900
8	6600

Obs.: 1) Velocidade Nível 1 = 0,20 cm/s = 12 cm/min

2) Velocidade Nível 2 = 0,10 cm/s = 6 cm/min

4.2.3. Metal de Adição

Foram analisados três tipos de eletrodos austeníticos: AISI 308; AISI 309 e AISI 317. Foi selecionado o eletrodo AISI 317 por conter Nb em sua composição química e cerca de 5% de ferrita delta (AWS, 1993). Na tabela 16 encontra-se a composição química do eletrodo selecionado.

Tabela 16 – Composição química do metal de adição ER317 (AWS, 1993).

Classificação	%C	%Cr	%Ni	%Mo	%Mn	%Si	%P	%S	%Cu	%Nb
ER317	0,06	18,5- 20,5	13,0- 15,0	3,0- 4,0	1,0- 2,5	0,30- 0,65	0,03	0,03	0,75	0,60

4.3. Ensaios Mecânicos

Os ensaios mecânicos realizados para caracterização dos corpos dos oito experimentos foram: ensaio de tração, ensaio de dobramento e microdureza.

4.3.1. Ensaio de Tração

Os corpos de prova de tração foram usinados a fim se obter seção reduzida, conforme a norma ASTM E 8M – 98 – “*Standard test methods for tension testing of metallic materials [metric]*”.

Os corpos de prova de tração retirados conforme a figura 42.

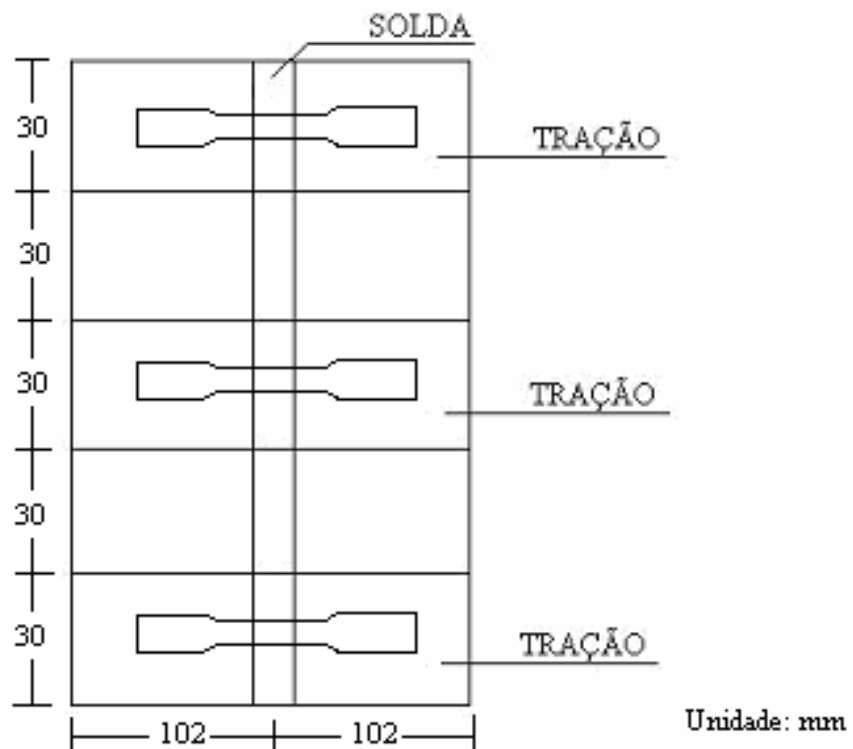


Figura 42 – Corpos de prova de tração

Foram preparados 3 corpos de prova de tração para cada parâmetro de soldagem, resultando no total 24 corpos de prova. A figura 43 mostra os corpos de prova para o ensaio de tração.



Figura 43 – Corpos de prova para ensaio de tração

4.3.2. Ensaio de Dobramento

Os corpos de prova para dobramento foram retirados das amostras conforme a figura 44. Foram preparados 2 corpos de prova para dobramento para cada parâmetro de soldagem, resultando no total 16 corpos de prova.

Os corpos de prova foram dobrados com ângulo e raio definidos conforme norma ASTM E290 - 97a - “*Standard Test Method for Bend Testing of Material for Ductility*”.

O ensaio de dobramento foi realizado em dispositivo do Laboratório de Aspersão Térmica da UFPR. O dobramento foi realizado até o ângulo de 90°, na região da ZTA.

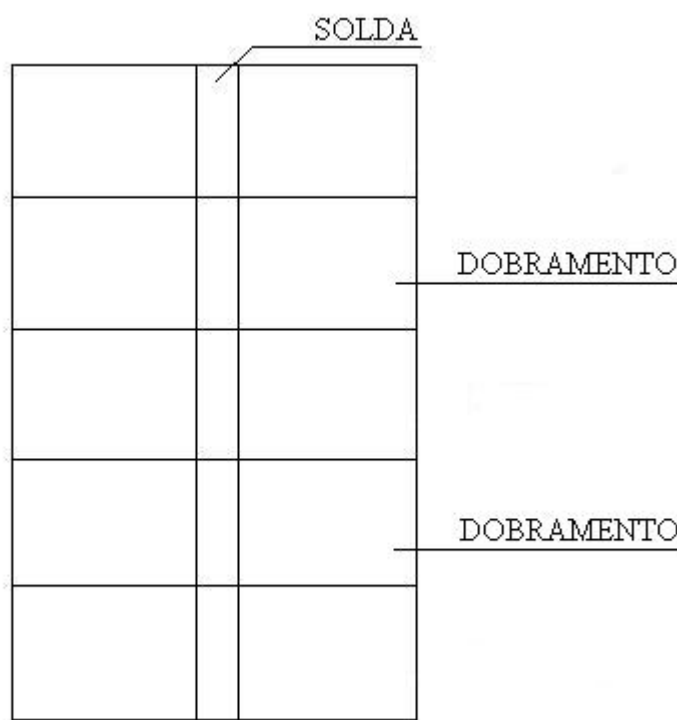


Figura 44 – Corpos de prova para dobramento

Após o ensaio de dobramento, foi realizado a metalografia da região da ZTA.

4.3.3. Ensaio de Microdureza

O ensaio de microdureza realizado foi do tipo Vickers, de acordo com a norma ASTM E384-89 - “*Standard test methods for microhardness of materials*”. O objetivo foi mapear a variação de dureza da zona termicamente afetada até o metal de base. O equipamento utilizado foi um TUKON TESTER, marca Wilson. A carga aplicada foi de 300 gf ($0,3 \text{ Kgf/cm}^2$), de acordo com padrão LABTS (Microdurômetro calibrado para 300gf).

A região foi mapeada ao longo de 7 mm iniciando-se na ZTA até o metal base, sendo realizada 3 colunas, conforme mostra a figura 45, sendo as distâncias entre os pontos de 0,25 mm.

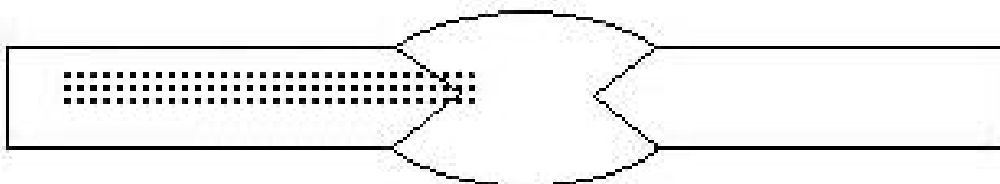


Figura 45 – Posição da medição de microdureza

4.4. Caracterização microestrutural

A caracterização microestrutural foi realizada através de microscópio ótico marca OLYMPUS modelo BX51M, com registro fotográfico via computador.

4.4.1. Microscópio ótico

O objetivo da caracterização microestrutural utilizando microscópio ótico foi documentar as metalografias das zonas fundidas e zona termicamente afetada.

4.4.1.1. Preparação dos corpos de prova para metalografia

Os corpos de prova foram embutidos com baquelite e preparados para metalografia através de lixamento entre as lixas 320 até 1000. Após, foi realizado o polimento automático com alumina. O ataque realizado para revelar os contornos de grão foi o ataque eletrolítico: 50% ácido clorídrico + 50% água destilada + voltagem de 3 V (pólo positivo na solução + pólo negativo em contato com a amostra). O tempo do ataque variou de 9 s e 10 s.

4.5. Ciclagem térmica

O ensaio de ciclagem térmica foi realizado no laboratório de materiais da UFPR em forno marca LINN ELEKTROTHERM. As amostras após a soldagem foram aquecidas até 400°C, permanecendo nesta temperatura por 1h. A temperatura de 400°C foi escolhida devido à aplicação planejada, que exige uma temperatura de 380°C. Após, as amostras passaram por resfriamento lento (resfriamento ao forno) até a temperatura de 80°C. Foram realizados 5 ciclos, conforme o gráfico da figura 46, sendo retiradas 3 amostras no intervalo de cada ciclo, no total de 15 amostras. A ciclagem térmica foi realizada para o corpo de prova que obteve maior resistência à tração (Parâmetro nº 7).

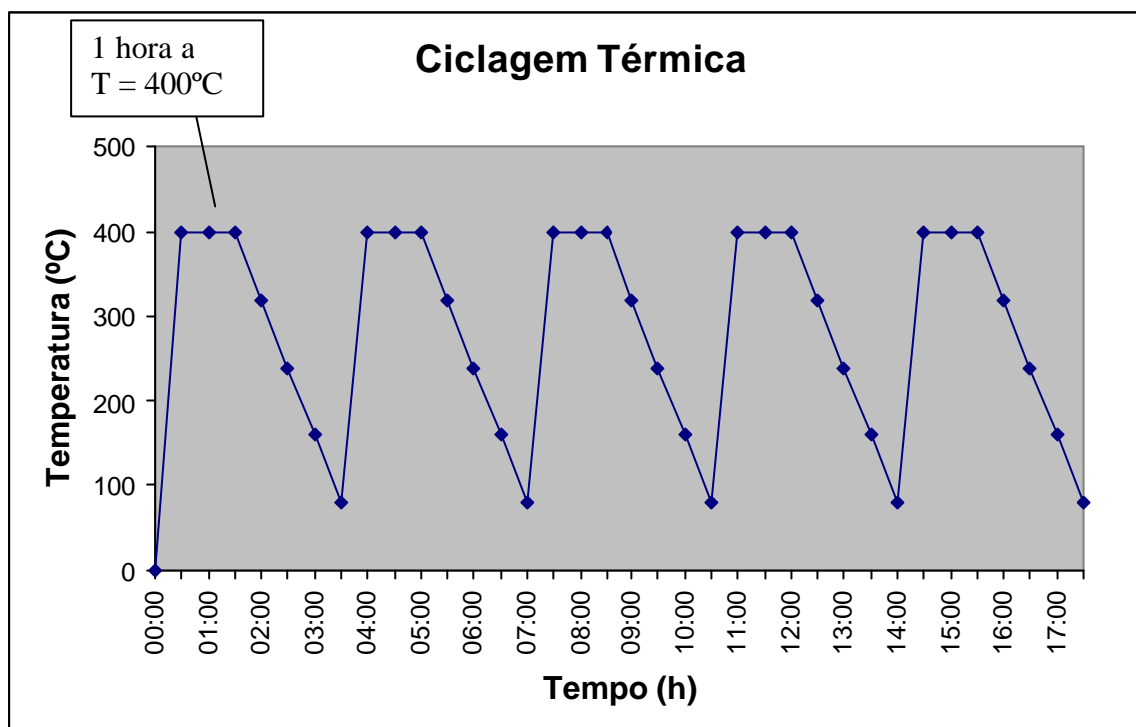


Figura 46 – Gráfico de Ciclagem Térmica

O objetivo da ciclagem térmica é verificar o comportamento das uniões soldadas simulando condições de serviço a 400°C , principalmente na formação das fases χ e α' .

4.6. Ensaios de resistência à corrosão (Eletroquímico)

Foram realizados dois ensaios para cada condição:

- 3 ensaios para a amostra soldada (Parâmetro nº 7 → Maior resistência à tração e maior microdureza).
- 3 ensaios para o metal base.

Os equipamentos utilizados para o ensaio eletroquímico foram os seguintes:

a) Instrumentação Eletrônica:

Foi utilizado um potenciostato, com precisão de 1 mV, modelo PAR 173 POTENCIOSTAT/GALVANOSTAT, acoplado ao conversor de corrente-tensão, modelo 176. A medida de potencial em função do tempo foi realizada com auxílio de um multímetro digital modelo 175 e marca DATA PRECISION (impedância de entrada de 10 MO) e cronômetro digital.

b) Eletrodo de referência:

Em todos os ensaios foi empregado como eletrodo de referência, um eletrodo de calomelano saturado (SCE).

c) Contra-Eletrodo:

Nos ensaios estacionários foi utilizado como contra-eletrodo, uma placa de platina com 4 mm de largura, espessura de 0,5 mm e comprimento de 20 mm.

d) Eletrodo de trabalho:

Foi utilizada a norma ASTM G 58-85 - “*Standard Practice for Preparation of Stress-Corrosion Test Specimens for Weldments*”, para a preparação dos corpos de prova para o ensaio de corrosão. As amostras foram preparadas a partir da chapa soldada (Flat Weldment) conforme mostra a figura 47.

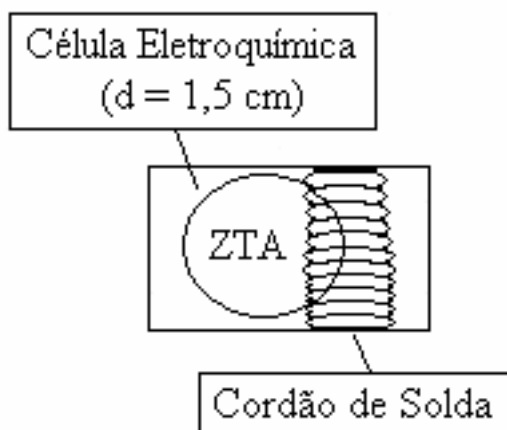


Figura 47 - Posição das medições eletroquímicas.

e) Célula Eletroquímica (Cel. Pot.):

A figura 48 mostra a célula utilizada nos ensaios eletroquímicos com eletrodo estacionário. O material da célula é polipropileno e a tampa de vedação superior possui furos onde foram fixados os eletrodos de referência (calomelano saturado), contra-eletrodo (placa de platina).

A vedação célula eletroquímica / amostra foi realizada através de anel de borracha, pressionado pela própria célula. No procedimento com célula de ensaios eletroquímicos a área do eletrodo de trabalho (A) foi fixada em $1,8 \text{ cm}^2$.

Após a montagem da célula, o primeiro procedimento foi preenchimento do reservatório com solução 3,5 % NaCl, e determinação das curvas potenciodinâmicas.

A segunda etapa dos ensaios baseado nas normas ASTM G 03-89 - “*Standard Practice for Conventions Applicable to Electrochemical Measurements in Corrosion Testing*” e ASTM G 96-96 - “*Standard Practice for On-Line Monitoring of Corrosion in Plant Equipment (Electrical and Electrochemical Methods)*”, consistiu em determinar a corrente de corrosão.

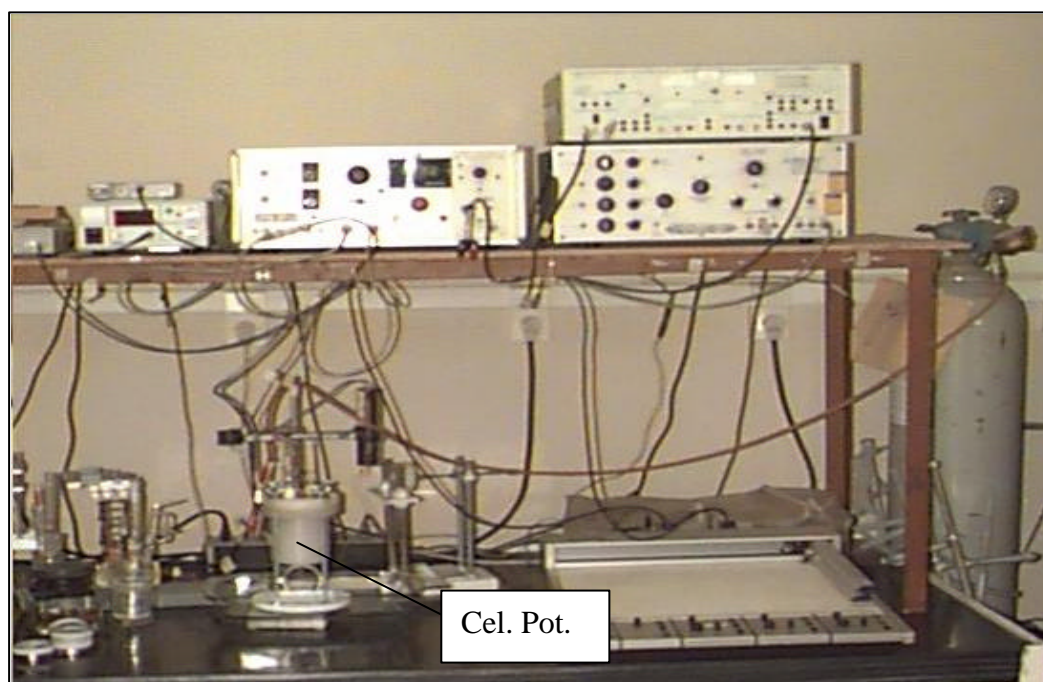


Figura 48 - Célula utilizada nos ensaios eletroquímicos com eletrodo estacionário.

5. RESULTADOS OBTIDOS E DISCUSSÃO

Este capítulo é composto por 4 partes: Ensaaios mecânicos, caracterização microestrutural, ciclagem térmica e ensaio de corrosão.

5.1. Ensaaios Mecânicos

5.1.1. Ensaio de Tração

A análise dos resultados obtidos no ensaio de tração pode ser verificada na tabela 17, pelos resultados da tensão máxima, valores do limite de escoamento e alongamento.

Tabela 17 - Resultados do ensaio de tração das uniões soldadas.

Parâmetros	Limite de Resistência (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Local de Ruptura
1A	471	390	29	Não rompeu
1B	461,9	385	24	ZTA
1C	471	390	43	Não rompeu
2A	400,8	320	29	ZF
2B	469,2	375	52	ZTA
2C	400,3	330	48	ZTA
3A	471	380	20	Não rompeu
3B	471,3	400	38	Não rompeu
3C	461	380	29	ZF
4A	461,3	380	52	ZTA
4B	463,3	375	57	ZTA
5A	438,6	375	43	ZTA
5B	461,9	385	52	ZTA
5C	397,6	350	43	ZTA
6A	471	395	15	Não rompeu
6B	471,6	395	15	Não rompeu
6C	441,8	390	43	ZTA
7A	471,3	400	24	Não rompeu
7B	471,9	430	15	Não rompeu
7C	471	400	24	Não rompeu
8A	452,9	310	15	ZTA
8B	465,1	390	15	ZTA
8C	444,5	365	18	ZF
Metal base	497	365	32	-

A figura 49 permite a análise das propriedades acima descritas para o 1º corpo de prova para o parâmetro nº 1 de soldagem. Tensão máxima (MPa) para o 1º corpo soldado com o parâmetro nº 1: 471 MPa.

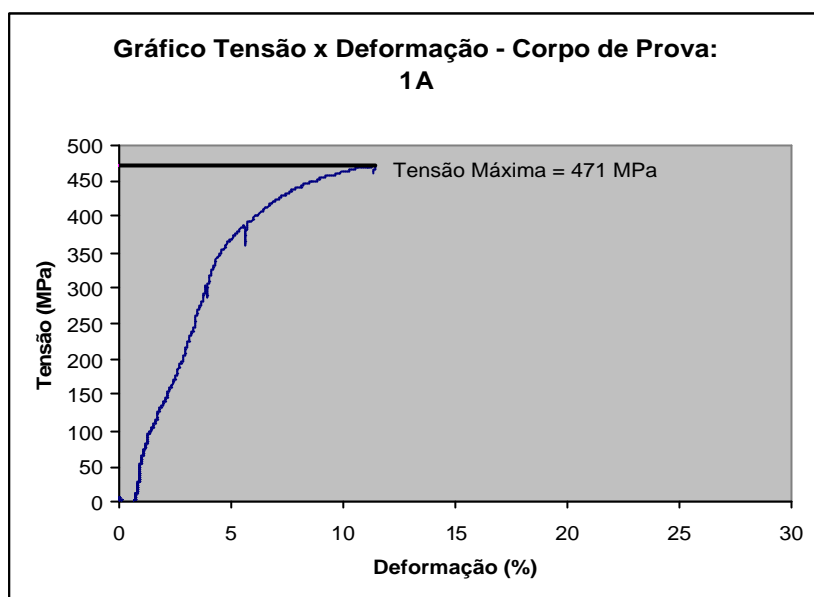


Figura 49 - Curva Tensão deformação dos corpos de prova 1A.

Em anexo se encontra as curvas Tensão x Deformação para os demais corpos de prova. (Figura 115 à Figura 137).

5.1.1.1. Análise da influência das variáveis de processo sobre a resistência à tração

Com base nos resultados do ensaio de tração (tabela 17) e utilizando a metodologia de Taguchi (Maior resistência à tração → Melhor condição), observa-se através da figura 50, o grau de influência das variáveis do processo de soldagem TIG com os resultados da resistência à tração.

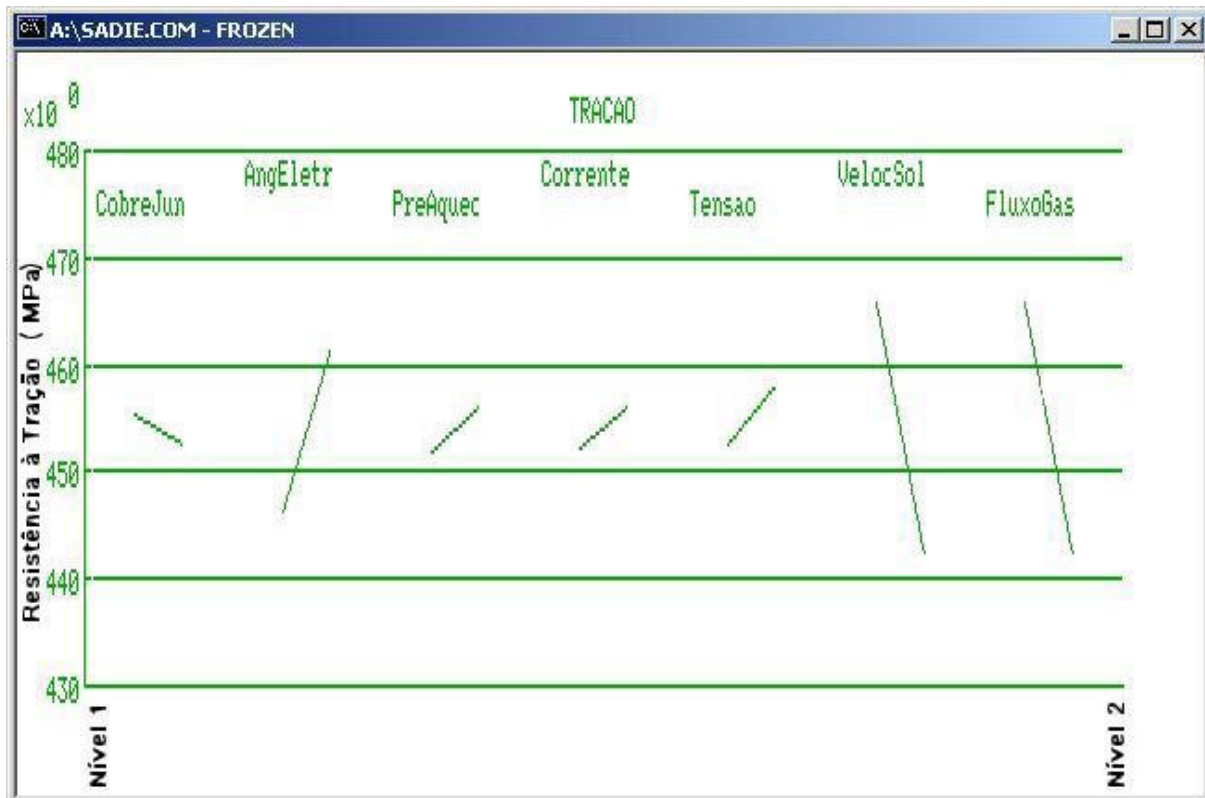


Figura 50 - Análise da influência das variáveis de soldagem na resistência à tração.

Analysis of Variance						
<div> <div>F1 Recalculate</div> <div>= Get Help</div> <div>F10 Print</div> </div>						
<div> <div>F2 Change Pool</div> <div>F Significant at 5%</div> <div>F Significant at 1%</div> </div>						
Source	df	SS	MS	F	Pooled	rho %
CobreJun	1	45.93	45.93	0.14	No	-2.01
AngEletr	1	1413.74	1413.74	4.43	No	8.05
PreAquec	1	103.33	103.33	0.32	No	-1.59
Corrente	1	91.26	91.26	0.29	No	-1.68
Tensao	1	142.24	142.24	0.45	No	-1.30
VelocSol	1	3341.76	3341.76	10.47	No	22.24
FluxoGas	1	3341.76	3341.76	10.47	No	22.24
Error	16	5108.71	319.29			
Total	23	13588.73	590.81			54.04

Figura 51 - Resultados da ANOVA dos dados de tração.

Na figura 50 a influência de cada variável de soldagem é demonstrada pela inclinação maior ou menor dos segmentos de retas, que conectam os valores de tração obtidos com os níveis 1 das variáveis (à esquerda) aos níveis 2 (à direita).

Da análise do gráfico da figura 50 pode-se comentar o efeito dos fatores do procedimento de soldagem utilizado da seguinte forma:

- A) Para o fator **Cobre-Junta** (Nível 1 = sem cobre e Nível 2 = com cobre junta), verifica-se que a utilização de cobre-junta na soldagem contribuiu para a diminuição da resistência à tração, demonstrado pelo gráfico pela inclinação da esquerda para a direita (Esquerda = Nível 1 e Direita = Nível 2).
- B) Para o parâmetro **Ângulo do Eletrodo** (Nível 1 = 15° e Nível 2 = 30°), verifica-se que o ângulo do eletrodo em 30°, permitiu um incremento significativo no aumento da resistência à tração.
- C) Para o fator **Pré-Aquecimento** (Nível 1 = Sem Pré-Aquecimento e Nível 2 = Com Pré-Aquecimento), verifica-se que a soldagem com a utilização do procedimento de pré-aquecimento houve um aumento da resistência à tração.
- D) Para o parâmetro **Corrente** (Nível 1 = 120A e Nível = 90A), pode-se verificar que utilizando-se uma corrente menor (90A) na soldagem, houve um acréscimo da resistência à tração.
- E) Para o parâmetro **Tensão** (Nível 1 = 11V e Nível = 8V), verifica-se pelo gráfico que utilizando-se uma tensão de 8V, isto é, uma menor tensão de soldagem, permitiu um acréscimo da resistência à tração.
- F) Para o parâmetro **Velocidade de Soldagem** (Nível 1 = 0,20 cm/s e Nível 2 = 0,10 cm/s), pode-se verificar que uma maior velocidade de soldagem, proporciona uma maior resistência à tração (Nível à esquerda = Nível 1 = 0,20 cm/s).
- G) Para o parâmetro **Fluxo de Gás** (Nível 1 = 18l/min e Nível 2 = 16l/min), verifica-se que um maior fluxo de gás durante a soldagem permitiu um aumento da resistência à tração. (Nível à esquerda = Nível 1 = 18l/min).

A tabela ANOVA (figura 51) consiste nos resultados estatísticos, demonstrando qual o grau de influência de cada variável. A coluna **SOURCE** especifica cada fator variável e a coluna **rho%** mostra a porcentagem de influência de cada variável. A

coluna da função **F** corresponde ao nível de significância, sendo que ‘**F significant at 1%**’, indica que aquele parâmetro tem a chance menor que 1% de ser um fator aleatório.

Conforme pode ser verificado pela tabela dos resultados estatísticos ANOVA (figura 51), podemos obter os seguintes resultados:

- A) Tem participação significativa nos resultados de tração a **Velocidade de Soldagem** e o **Fluxo de Gás**, superior a 22%. (Chances menores que 1% de serem fatores aleatórios).
- B) Na sequência com 8% de significância participa o **Ângulo de afiação do eletrodo de tungstênio**.
- C) Os fatores pré-aquecimento, corrente e tensão, têm efeito pouco significativo no aumento da resistência à tração da união soldada.

Dos três principais fatores que participam com maior significância nos resultados de tração, pode-se comentar:

- **Ângulo do Eletrodo:** Com relação ao ângulo de afiação do eletrodo, o ângulo do eletrodo de 30° participa facilitando uma menor penetração e maior largura do cordão de solda, com isso o resfriamento ocorre com maior rapidez, porque existe uma maior área metálica para dissipar calor e maior área exposta ao gás que sai da tocha TIG. Isto permite que a quantidade de calor absorvida pelo metal base seja dissipada com maior rapidez, permitindo com isso um menor tempo de exposição da estrutura ferrítica a elevada temperatura, podendo ocorrer com isso um menor crescimento de grão da estrutura ferrítica na ZTA.
- **Velocidade de Soldagem:** A condição de nível 1 (0,20 cm/s), maior que velocidade de soldagem da condição 2 (0,10 cm/s), confirma o mesmo efeito que o ângulo do eletrodo, sendo a maior velocidade de soldagem um fator permite que a quantidade de calor gerado no arco elétrico permaneça menos tempo num ponto determinado, permitindo com isso menor tempo de transferência de calor para a ZTA.
- **Fluxo de gás:** participa também de forma similar ao ângulo do eletrodo e velocidade de soldagem, sendo que o maior fluxo de gás (18 l/min) permite um efeito de resfriamento maior na região soldada.

Os valores médios dos resultados das propriedades mecânicas estão relacionados na tabela 18. A junta foi soldada com metal de adição ER317, que é austenítico. Sendo assim, o metal de adição pode influenciar nas propriedades da zona fundida após a solda. Uma maneira de verificar se o material do cordão afetou os resultados é através da comparação entre os resultados obtidos do ensaio de tração com a resistência à tração do metal base.

Tabela 18 – Média dos resultados do ensaio de tração.

Parâmetros	Média do Limite de Resistência (MPa)	Média do Limite de Escoamento (MPa)	Média do Alongamento (%)	Local de Ruptura		
				Amostra Nº1	Amostra Nº2	Amostra Nº3
1	468,0	388,3	32	Não rompeu	ZTA	Não rompeu
2	423,4	341,7	43	ZF	ZTA	ZTA
3	467,8	386,7	29	Não rompeu	Não rompeu	ZF
4	462,3	377,5	54	ZTA	ZTA	-
5	432,7	370,0	46	ZTA	ZTA	ZTA
6	461,5	393,3	24	Não rompeu	Não rompeu	ZTA
7	471,4	410,0	21	Não rompeu	Não rompeu	Não rompeu
8	454,2	355,0	16	ZTA	ZTA	ZF
Metal Base	497	337	32	-	-	-

Analisando-se os resultados apresentados na tabela 18, nota-se que existe uma tendência da resistência à tração diminuir após a soldagem comparado ao metal de base. O valor médio máximo encontrado para a resistência à tração foi de 471,4 MPa, uma diminuição de 5 % comparado com o valor da resistência à tração do metal base. O valor médio mínimo encontrado foi de 423,4, cerca de 15% de diminuição em comparação ao metal base. Existe na união soldada um estado de triaxialidade de tensões produzidos pelas tensões de soldagem e ciclos térmicos, que influencia na resistência à tração nos corpos de prova soldados, conforme sugere os resultados.

A energia de soldagem influencia na resistência mecânica, não sendo o único fator que afeta, existindo outras variáveis como o ângulo do eletrodo e o fluxo de gás, como foi indicado pelo resultado do gráfico de Taguchi. Com base no resultado da metodologia Taguchi, conforme mostra a figura 50, a corrente, que é uma das

variáveis de energia de soldagem, não é um fator predominante na influência à resistência à tração.

5.1.2. Ensaio de Dobramento

Os resultados obtidos do ensaio de dobramento para o parâmetro nº7 podem ser observados através das figuras 52a e 52b.



Figura 52a - Corpo de prova soldado com parâmetro nº7 após ensaio de dobramento.



Figura 52b - Corpo de prova soldado com parâmetro nº7 após ensaio de dobramento.

Um dos ensaios utilizados para qualificar uniões soldadas é o ensaio de dobramento, que permite avaliar a integridade da união soldada (livre de descontinuidades, falta de penetração, porosidade, inclusões, formação de fases frágeis, etc). É um ensaio bastante enérgico e podendo provocar algumas trincas ou

micro-trincas. Na figura 52b pode ser observado que não há presença de trincas ou micro-trincas na superfície de dobramento dos corpos de prova soldados. Nas figuras 53 até 55, observam-se duas regiões da ZTA com aumento de 100x, 200x e 500x, confirmando a não existência de trincas ou micro-trincas na região submetida a dobramento.

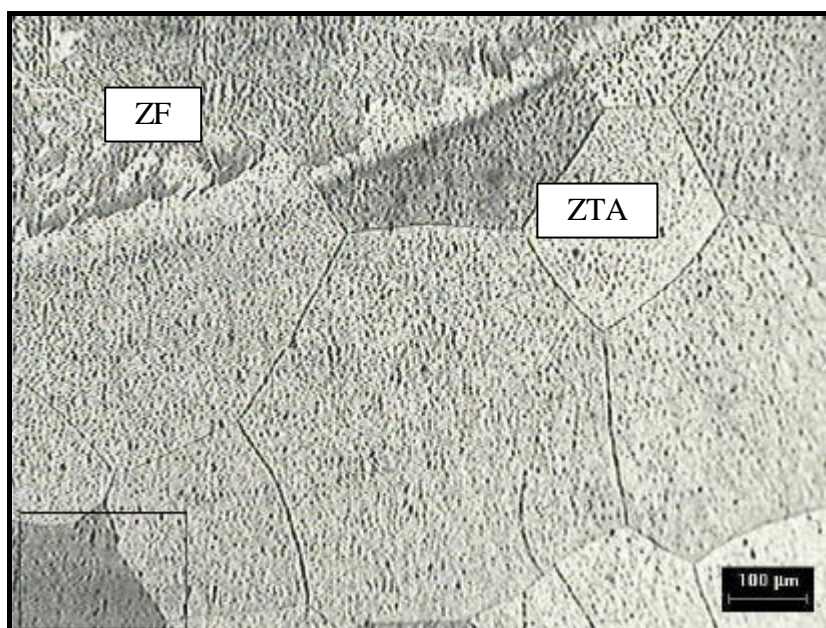


Figura 53 - Região da ZTA do corpo de prova soldado com parâmetro nº7 após ensaio de dobramento. (100x).

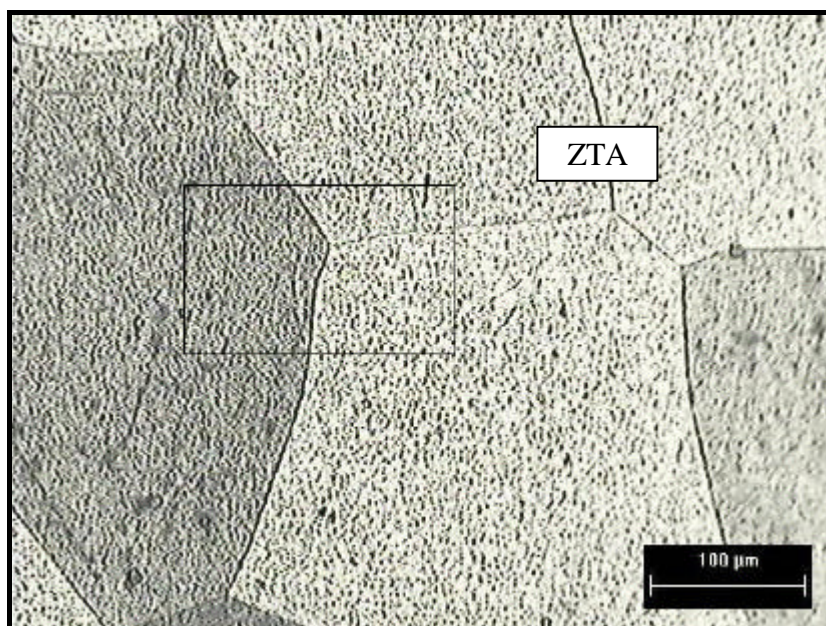


Figura 54 - Região da ZTA do corpo de prova soldado com parâmetro nº7 após ensaio de dobramento. (200x).

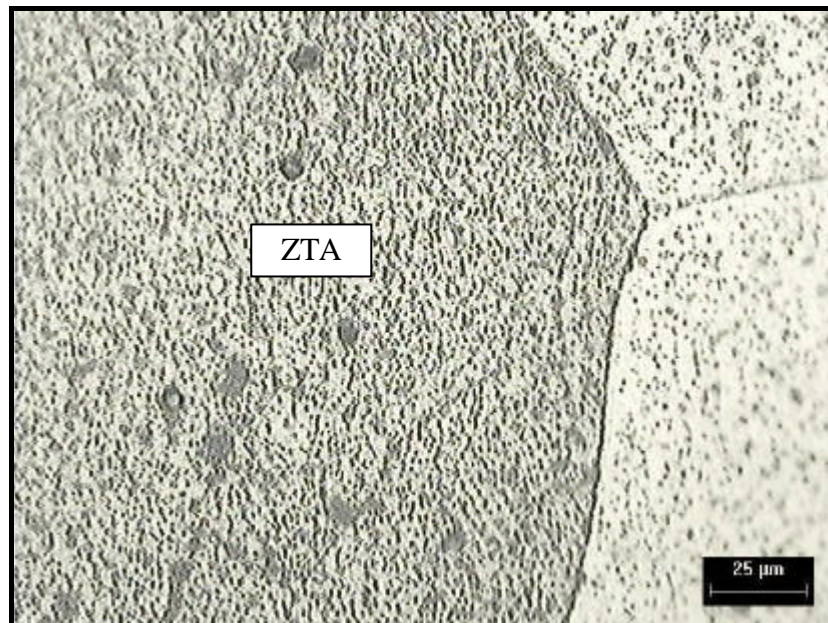


Figura 55 - Região da ZTA do corpo de prova soldado com parâmetro nº7 após ensaio de dobramento. (500x).

Não foi observada a presença de trincas proveniente do ensaio de dobramento. Isto mostra que a solda não fragilizou significativamente o material (ZF e ZTA), indicando que não houve a formação de fases significativamente fragilizantes durante o processo de soldagem.

Conforme pode ser verificado pelas figuras 53 a 55, não houve alteração significativa na microestrutura da ZTA.

5.1.3. Medição da Microdureza

Nas figuras 56 até 63 encontram-se os gráficos dos resultados das medições da microdureza, na figura 64 as curvas resultantes para todos os parâmetros de soldagem e na tabela 20 (anexo) os valores individuais das medições realizadas.

Corpo de Prova nº1:

Coluna de Fatores							
Exp.Nº	Cobre-Junta	Âng.Eletrodo	Pre-Aquecimento	Corrente (A)	Tensão (V)	Veloc. (cm/s)	Fluxo gás (l/min)
1	SEM	15°	SEM	120 A	11 V	0,20	18

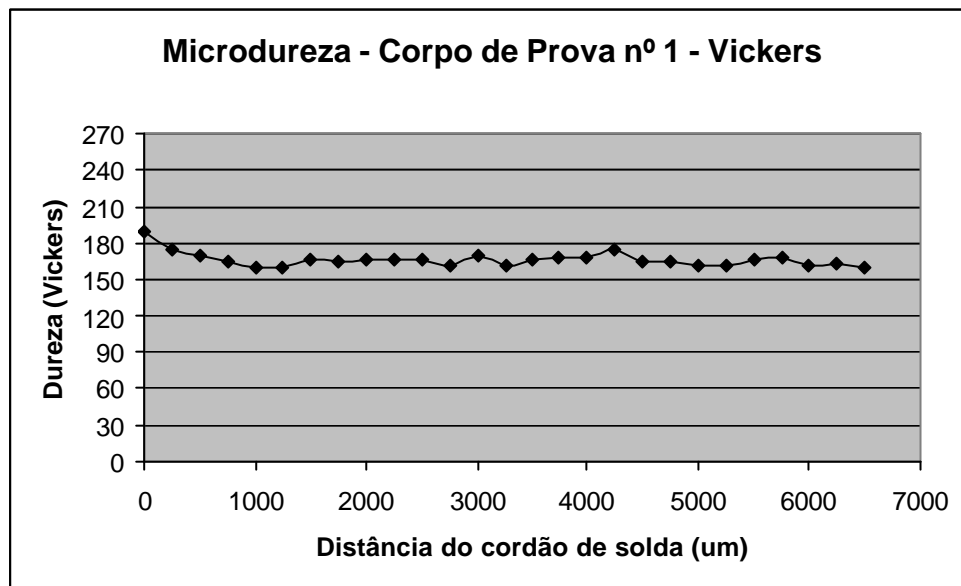


Figura 56 - Gráfico de dureza na região da ZTA do corpo de prova Nº 1.

Corpo de Prova nº2:

Coluna de Fatores							
Exp.Nº	Cobre-Junta	Âng.Eletrodo	Pre-Aquecimento	Corrente (A)	Tensão (V)	Veloc. (cm/s)	Fluxo gás (l/min)
2	SEM	15°	SEM	90 A	11 V	0,10	16

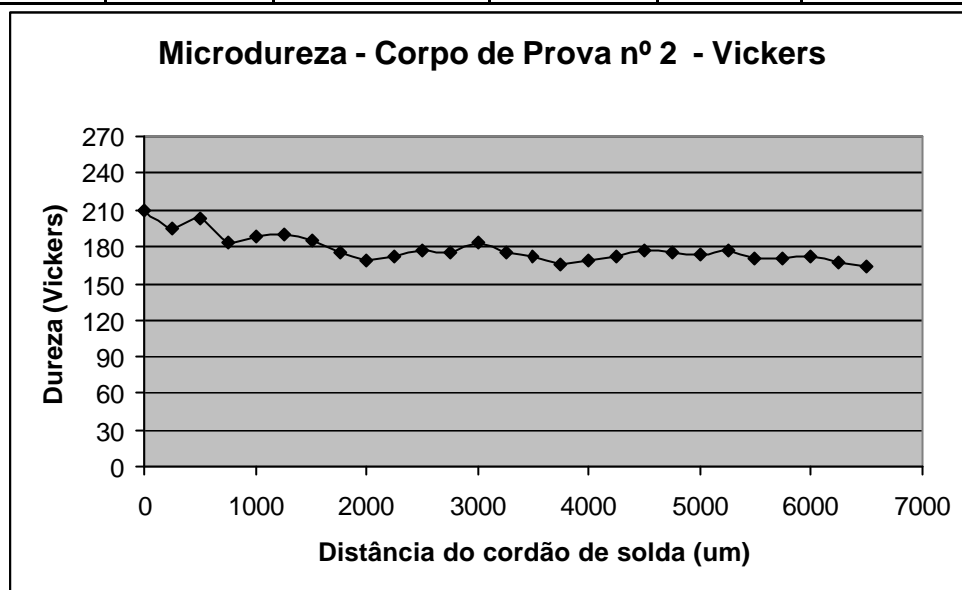


Figura 57 - Gráfico de dureza na região da ZTA do corpo de prova Nº 2.

Corpo de Prova nº3:

Coluna de Fatores							
Exp.Nº	Cobre-Junta	Âng.Eletrodo	Pre-Aquecimento	Corrente (A)	Tensão (V)	Veloc. (cm/s)	Fluxo gás (l/min)
3	SEM	30°	COM	90 A	8 V	0,10	16

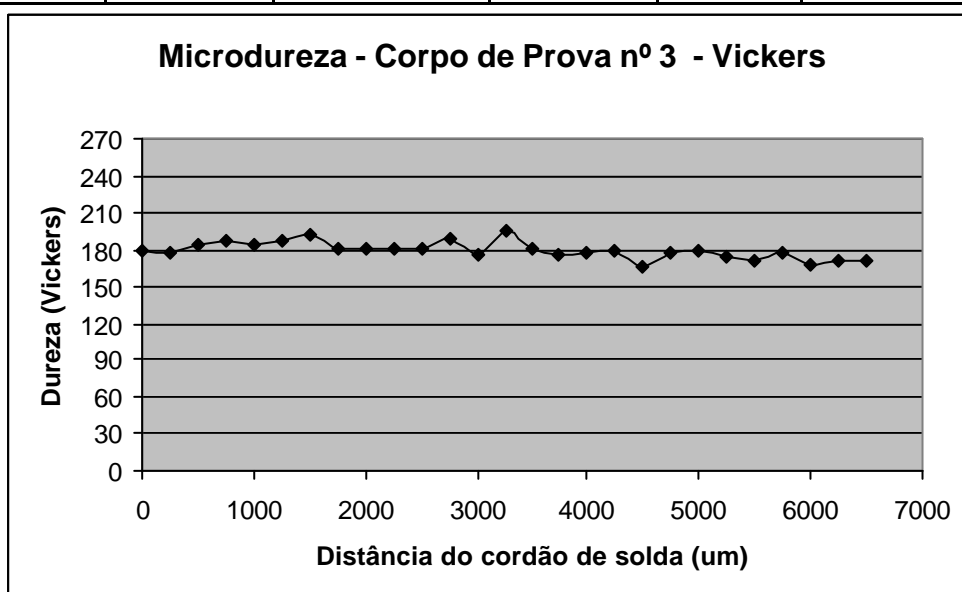


Figura 58 - Gráfico de dureza na região da ZTA do corpo de prova Nº 3.

Corpo de Prova nº4:

Coluna de Fatores							
Exp.Nº	Cobre-Junta	Âng.Eletrodo	Pre-Aquecimento	Corrente (A)	Tensão (V)	Veloc. (cm/s)	Fluxo gás (l/min)
4	SEM	30°	COM	120 A	8 V	0,20	18

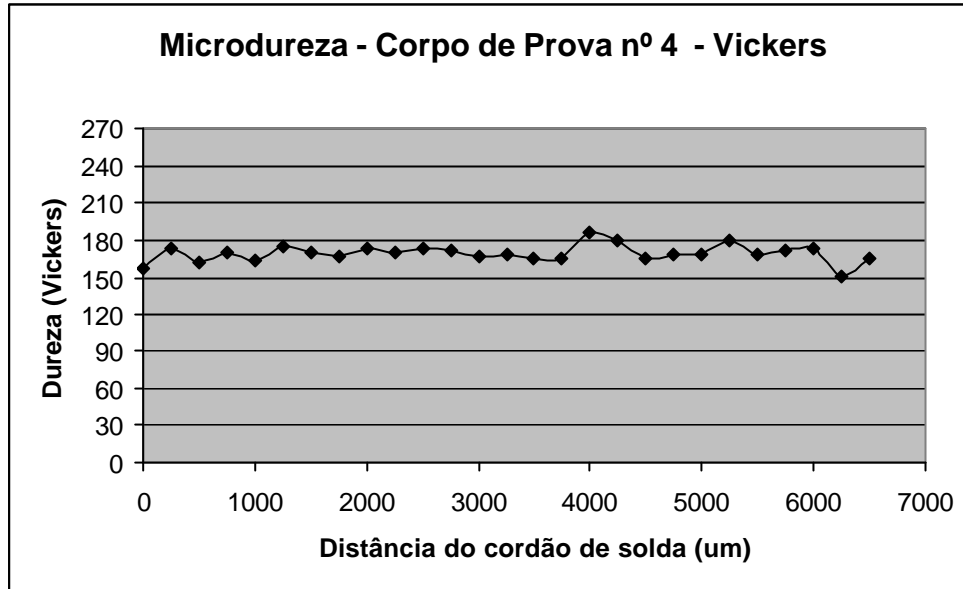


Figura 59 - Gráfico de dureza na região da ZTA do corpo de prova Nº 4.

Corpo de Prova nº5:

Coluna de Fatores							
Exp.Nº	Cobre-Junta	Âng.Eletrodo	Pre-Aquecimento	Corrente (A)	Tensão (V)	Veloc. (cm/s)	Fluxo gás (l/min)
5	COM	15°	COM	120 A	8 V	0,20	18

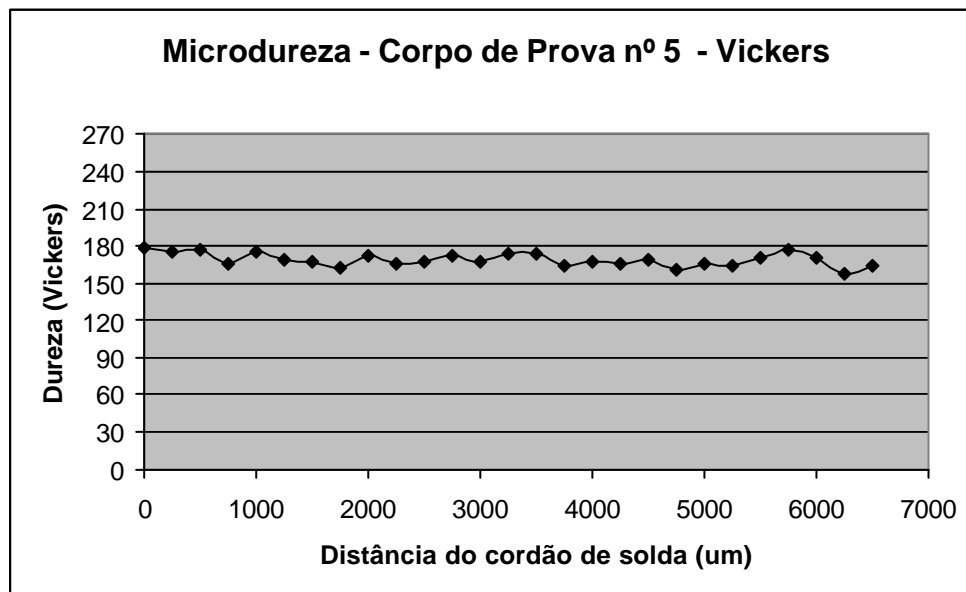


Figura 60 - Gráfico de dureza na região da ZTA do corpo de prova Nº 5.

Corpo de Prova nº6:

Coluna de Fatores							
Exp.Nº	Cobre-Junta	Âng.Eletrodo	Pre-Aquecimento	Corrente (A)	Tensão (V)	Veloc. (cm/s)	Fluxo gás (l/min)
6	COM	15°	COM	90 A	8 V	0,10	16

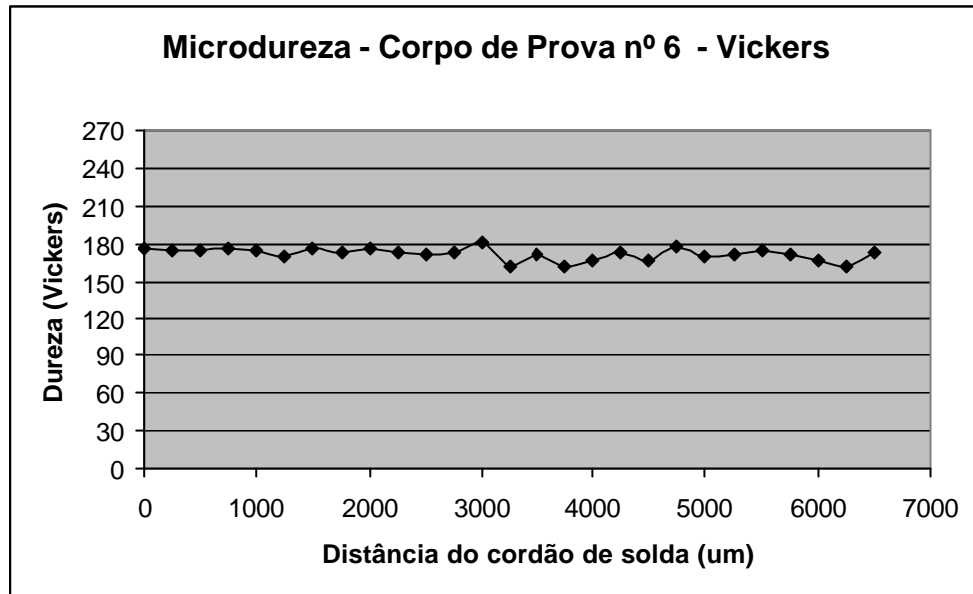


Figura 61 - Gráfico de dureza na região da ZTA do corpo de prova Nº 6.

Corpo de Prova nº7:

Coluna de Fatores							
Exp.Nº	Cobre-Junta	Âng.Eletrodo	Pre-Aquecimento	Corrente (A)	Tensão (V)	Veloc. (cm/s)	Fluxo gás (l/min)
7	COM	30°	SEM	90 A	11 V	0,10	16

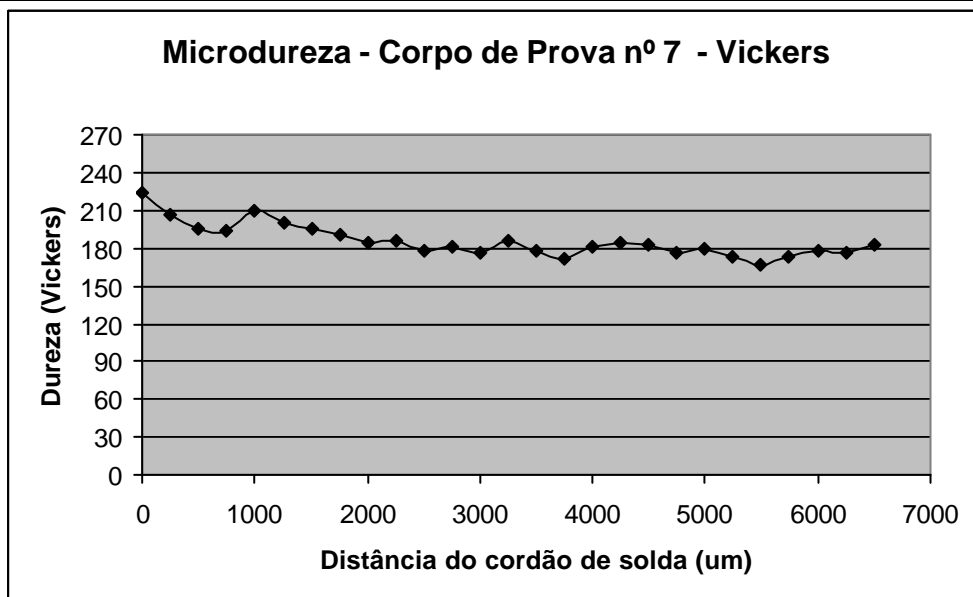


Figura 62 - Gráfico de dureza na região da ZTA do corpo de prova Nº 7.

Corpo de Prova nº8:

Coluna de Fatores							
Exp.Nº	Cobre-Junta	Âng.Eletrodo	Pre-Aquecimento	Corrente (A)	Tensão (V)	Veloc. (cm/s)	Fluxo gás (l/min)
8	COM	30°	SEM	120 A	11 V	0,20	18

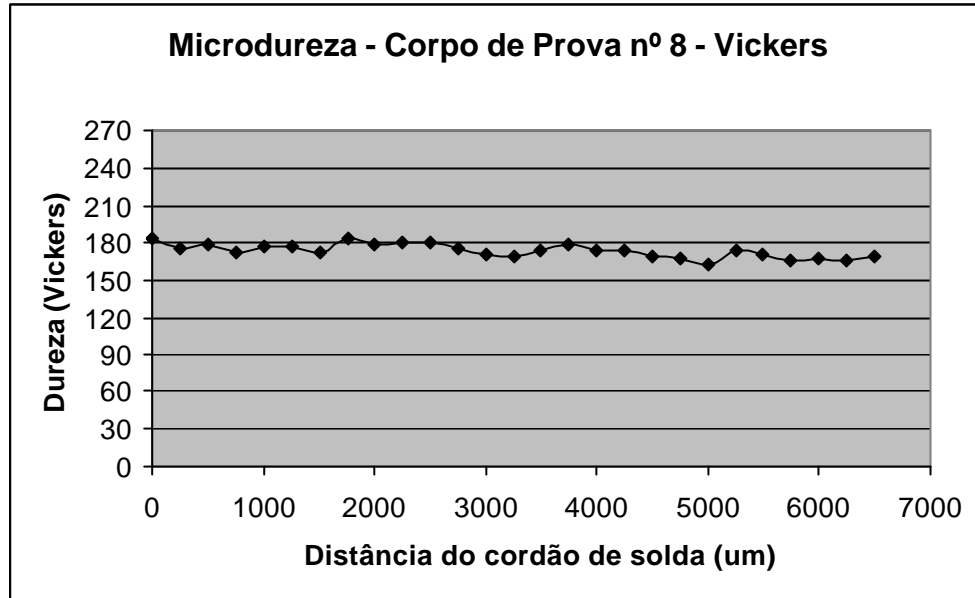


Figura 63 - Gráfico de dureza na região da ZTA do corpo de prova N° 8.

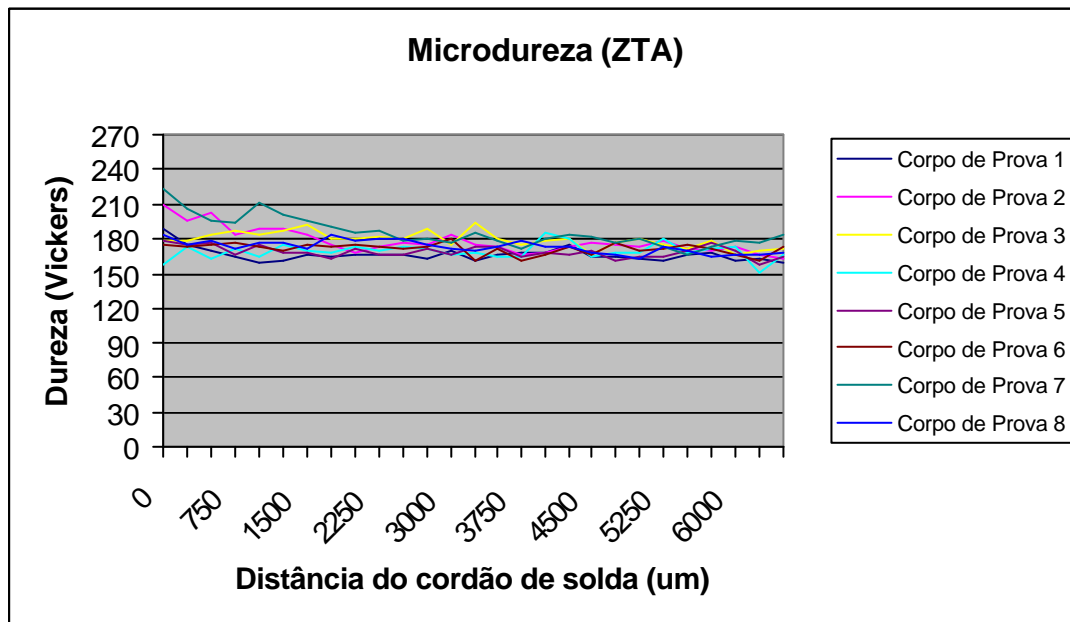


Figura 64 - Gráfico de dureza na região da ZTA dos corpos de prova nº 1 ao nº 8.

5.1.3.1. Análise da influência das variáveis de processo sobre a microdureza

Com base nos resultados de microdureza medidos e utilizando a metodologia de Taguchi, observa-se através da figura 65, o grau de influência das variáveis do processo de soldagem TIG com os resultados da medição de microdureza.

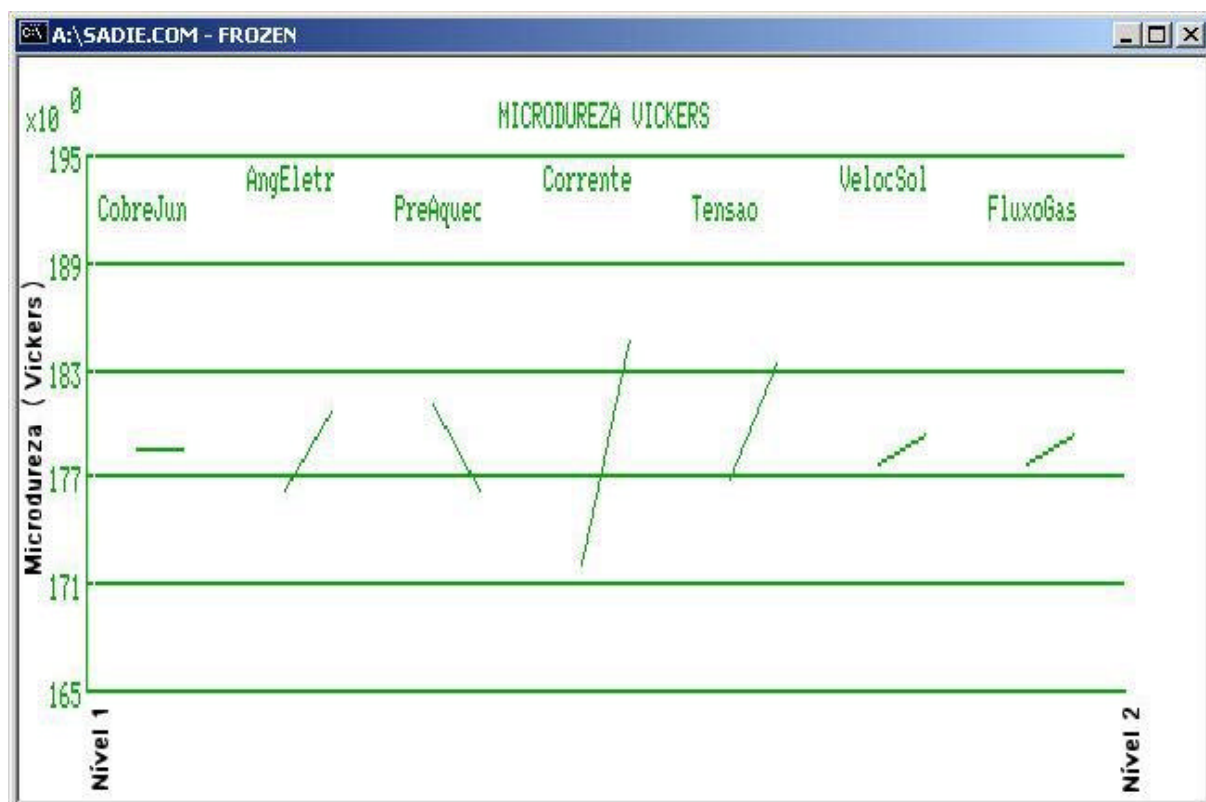


Figura 65 - Análise da influência das variáveis de soldagem na microdureza da ZTA.

The screenshot shows a software window titled "A:\SADIE.COM" with a sub-header "Analysis of Variance". It contains several buttons: "F1 Recalculate", "=", "Get Help", "F10 Print", and "F2 Change Pool". Below these buttons is a table of ANOVA results. The table has columns for Source, df, SS, MS, F, Pooled, and rho %. The sources listed are CobreJun, AngEletr, PreAquec, Corrente, Tensao, VelocSol, FluxoGas, Error, and Total. The F values for Corrente and Tensao are highlighted in blue, indicating significance. The Pooled column shows "No" for all sources except Error. The rho % column shows values ranging from -0.37 to 18.70. The Error row shows a rho % of 73.21.

Source	df	SS	MS	F	Pooled	rho %
CobreJun	1	0.64	0.64	0.00	No	-0.37
AngEletr	1	1096.57	1096.57	7.06	No	2.23
PreAquec	1	1329.37	1329.37	8.55	No	2.78
Corrente	1	8054.72	8054.72	51.83	No	18.70
Tensao	1	1650.74	1650.74	10.62	No	3.54
VelocSol	1	135.22	135.22	0.87	No	-0.05
FluxoGas	1	135.22	135.22	0.87	No	-0.05
Error	192	29835.97	155.40			73.21
Total	199	42238.45	212.25			

Figura 66 - Resultados da ANOVA dos dados da medição da microdureza da ZTA.

Na figura 65 da mesma forma que na figura 50, a influência de cada variável de soldagem é demonstrada pela inclinação maior ou menor dos segmentos de retas, que conectam os valores de microdureza com os níveis 1 das variáveis (à esquerda) aos de níveis 2 (à direita).

Considerando o maior valor de microdureza a melhor condição, conforme o gráfico da figura 65, verifica-se que o fator que influencia predominantemente é o parâmetro **Corrente** (Nível 1 = 120A e Nível 2 = 90A), o que significa que quanto menor a energia transferida (Nível 2 = 90A = Nível à esquerda), maior será a microdureza da região submetida aos ciclos térmicos de soldagem, a ZTA. Isto pode ser explicado, quando a energia imposta for menor [relação corrente vezes tensão dividido pela velocidade de soldagem] menor é a energia transferida para o metal de base, portanto o gradiente térmico será menor, contribuindo para o aumento da dureza. É importante ressaltar que existem variáveis que influenciam na dureza, mas que não estão ligadas diretamente na energia de soldagem (ângulo do eletrodo e pré-aquecimento).

A velocidade de soldagem e o fluxo de gás não exercem nenhum efeito significativo na variação da microdureza e que no ensaio de resistência à tração foram bastante significativos.

Pela tabela ANOVA (figura 66) verifica-se que os parâmetros Ângulo do Eletrodo, Pré-Aquecimento, Corrente e Tensão, são fatores que as chances de serem parâmetros aleatórios são menores que 1% (Função F).

Da análise do gráfico da figura 65 e dos resultados estatístico ANOVA (figura 66) pode-se comentar o efeito dos fatores do procedimento de soldagem utilizado:

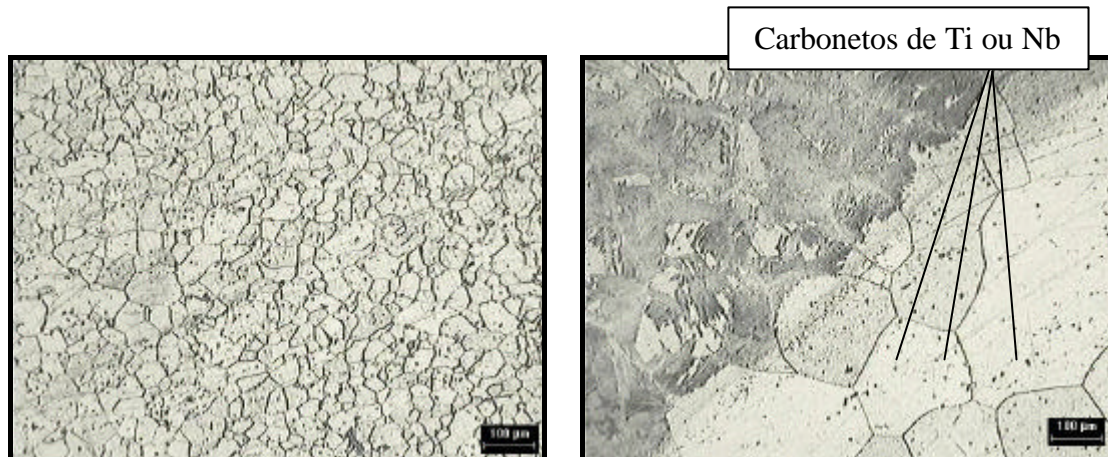
A) Somente tem participação significativa nos resultados de microdureza a **Corrente** (18%).

B) Os fatores restantes, Cobre-junta, Ângulo do eletrodo, Pré-aquecimento, Tensão, Velocidade de soldagem e Fluxo de gás, têm efeito pouco significativo no aumento da microdureza das uniões soldadas.

Analisando os resultados apresentados pelos gráficos de microdureza, nota-se que os pontos situados na ZTA para os corpos de prova nº 2 e nº 7 apresentam uma maior dureza em comparação aos outros corpos de prova (figura 64). Apesar da corrente ter influência predominante na microdureza, existem outras variáveis que influenciam, como pré-aquecimento e ângulo do eletrodo, não podendo relacionar o efeito da energia de soldagem diretamente com o resultado da microdureza.

Os corpos de prova nº3 e nº6, foram soldados com corrente baixa (90A), mas foi utilizado pré-aquecimento nos dois casos, sendo que, segundo gráfico de Taguchi este parâmetro tende a diminuir a dureza.

Com uma menor corrente, poderá haver uma menor dissolução de precipitados dos elementos estabilizadores Ti e Nb no interior dos grãos durante a soldagem, tendo-se como consequência maior dureza. A figura 67 mostra a comparação entre o metal base e a ZTA.



Microestrutura Metal de Base

Microestrutura ZTA (Amostra N°1)

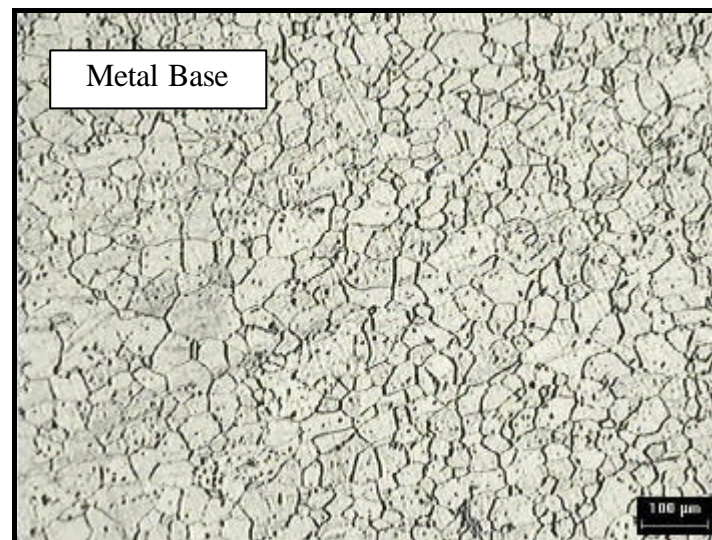
Figura 67 – Microestrutura do Metal de Base, Região da Zona Fundida e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°1. Ataque eletroquímico. (100x).

Considerando o valor nominal de dureza para o aço EBI/P444 (83HRB~164HV), conforme o gráfico da figura 65 e pela tabela ANOVA (figura 66) observamos que o fator mais influente na microdureza é a corrente. Entretanto, para se obter a microdureza mais próximo do valor nominal, a corrente deverá ser maior (neste caso o nível 2 = 120A).

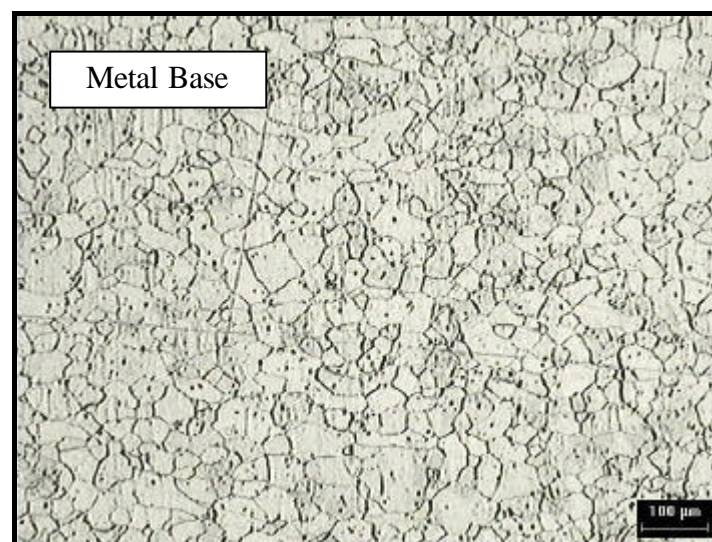
Apesar da variável corrente apresentar uma porcentagem de 18%, os outros fatores têm a sua parcela de influência na microdureza para o valor nominal e para maior valor de microdureza, como: ângulo do eletrodo (2,2%); Tensão (3,5%); e pré-aquecimento (2,7%).

5.2. Caracterização Microestrutural

As microestruturas das figuras 68a e 68b, mostram as estruturas do aço inoxidável ferrítico P444 sem soldagem.



a



b

Figura 68 - Microestrutura do aço P444 sem soldagem. a) microestrutura da região central da chapa de inoxidável ferrítico (100x), b) microestrutura da região superficial da chapa de aço inoxidável P444 (100x).

As figuras 69 até 92 mostram as microestruturas das uniões soldadas do aço inoxidável ferrítico P444, nas oito condições experimentais testadas, identificadas como amostra N° 1 até a amostra N°8.

PARÂMETRO N° 1:

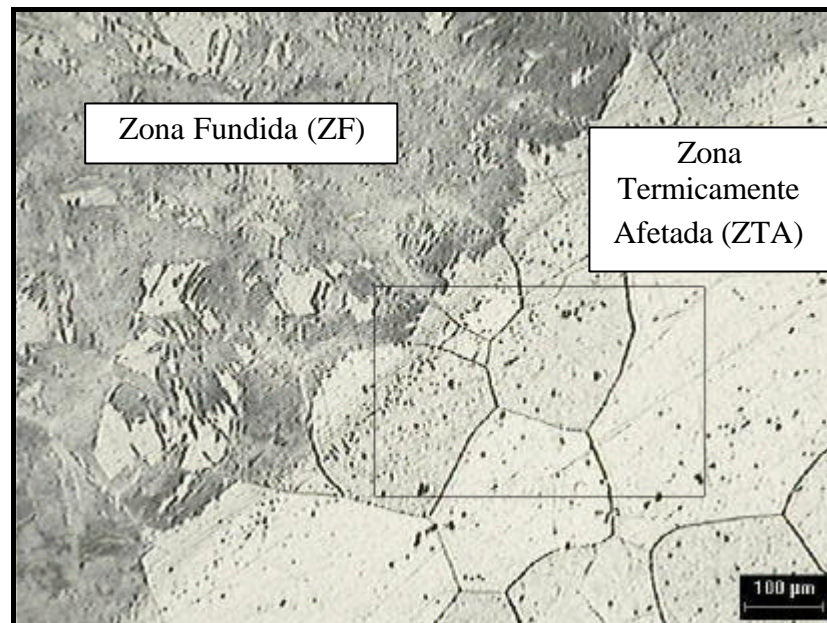


Figura 69 – Microestrutura da Região da Zona Fundida (ZF) e Zona Termicamente Afetada (ZTA) da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°1. Ataque eletroquímico. (100x).

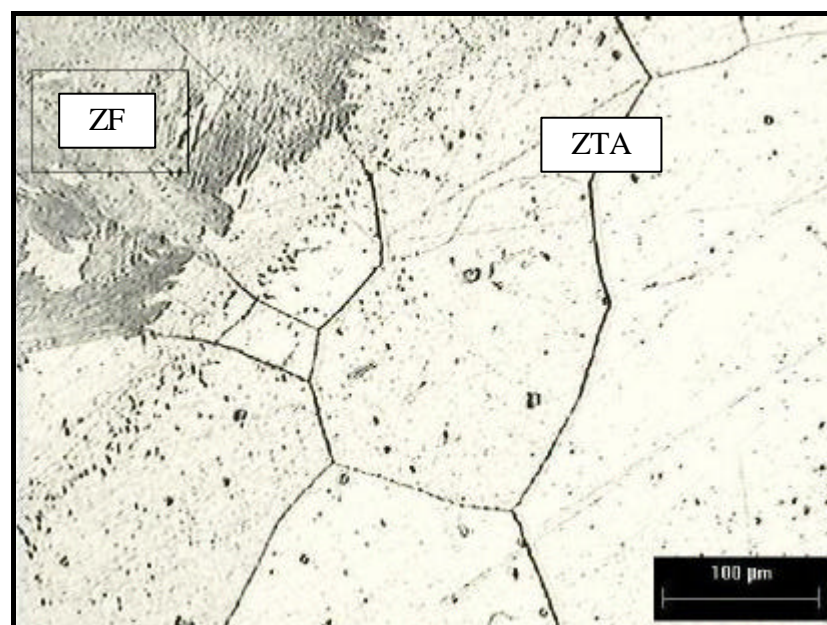


Figura 70 - Microestrutura da Região da Zona Fundida e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°1. Ataque eletroquímico. (200x).

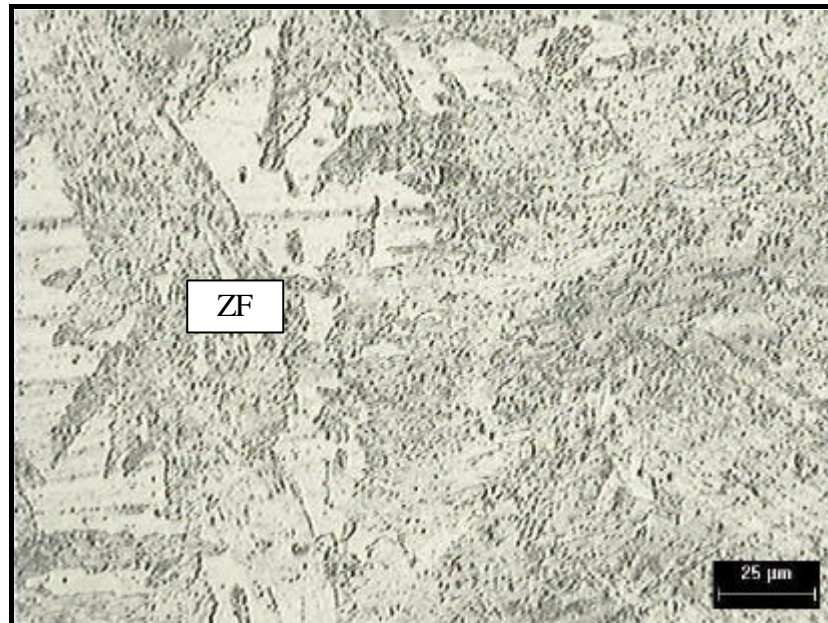


Figura 71 – Microestrutura da Zona Fundida da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°1. Ataque eletroquímico. (500x).

PARÂMETRO 2:

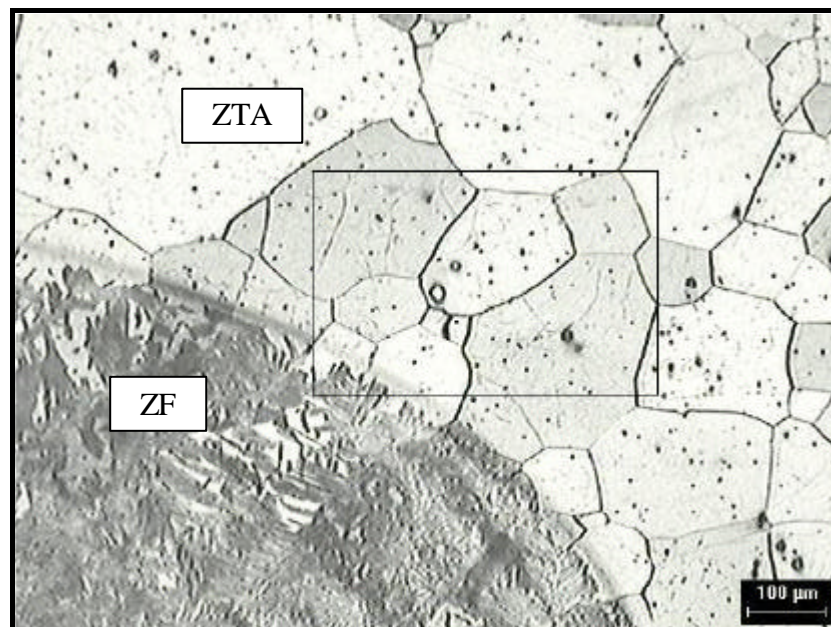


Figura 72 – Microestrutura da Região da Zona Fundida e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°2. Ataque eletroquímico. (100x).

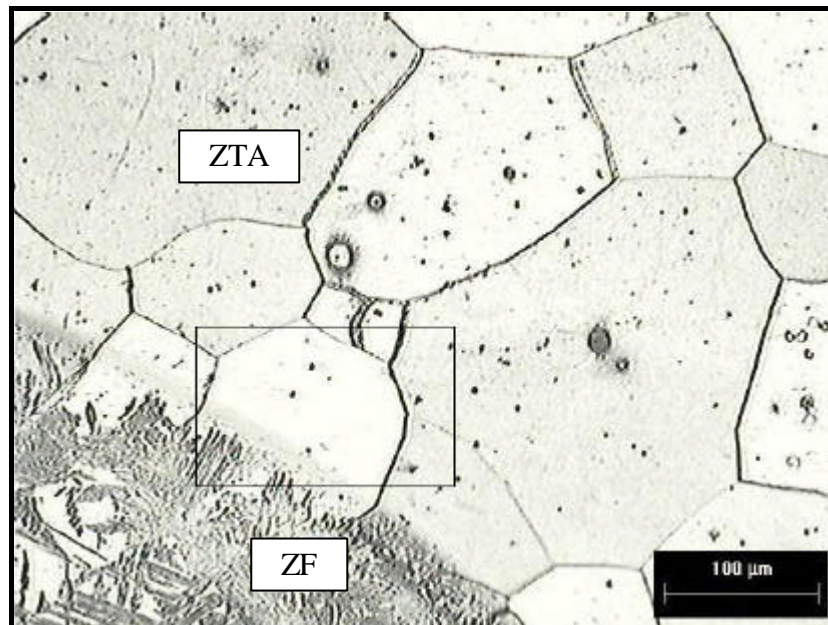


Figura 73 – Microestrutura da Região da Zona Fundida e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°2. Ataque eletroquímico. (200x).

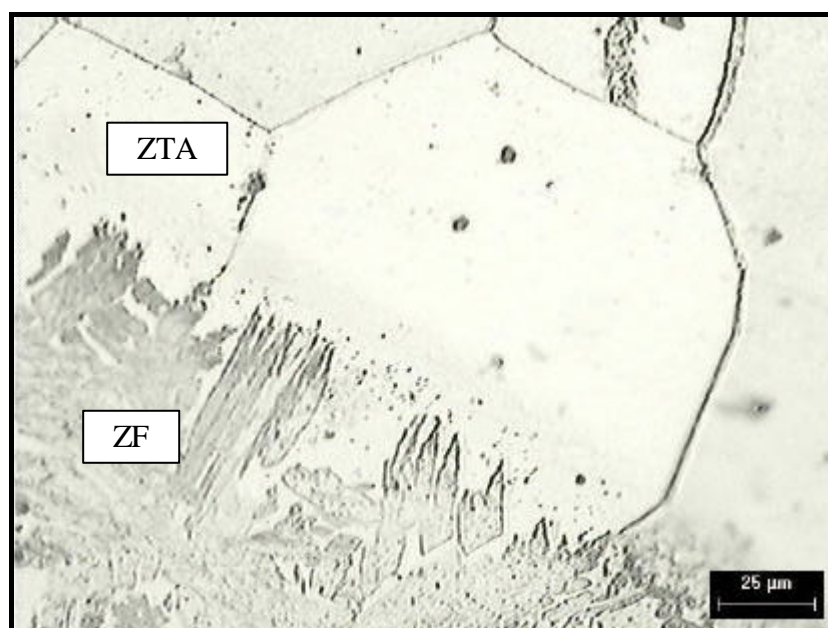


Figura 74 - Microestrutura da Região da Zona Fundida e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°2. Ataque eletroquímico. (500x).

PARÂMETRO 3:

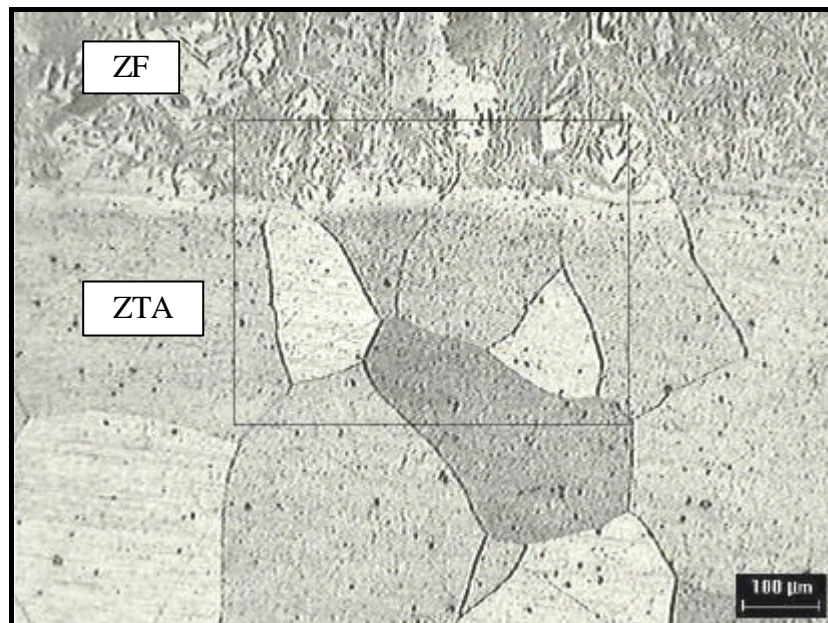


Figura 75 – Microestrutura da Região da Zona Fundida e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°3. Ataque eletroquímico. (100x).

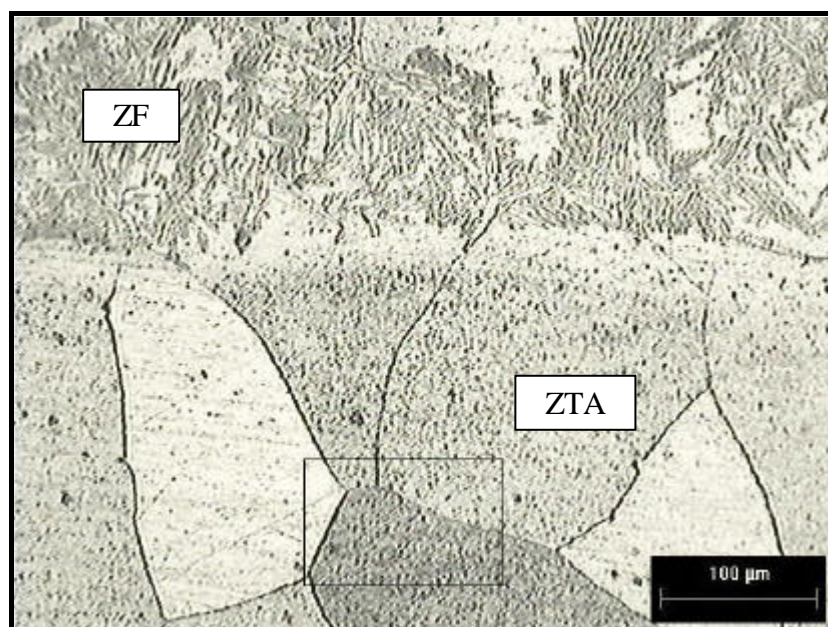


Figura 76 - Microestrutura da Região da Zona Fundida e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°3. Ataque eletroquímico. (200x).

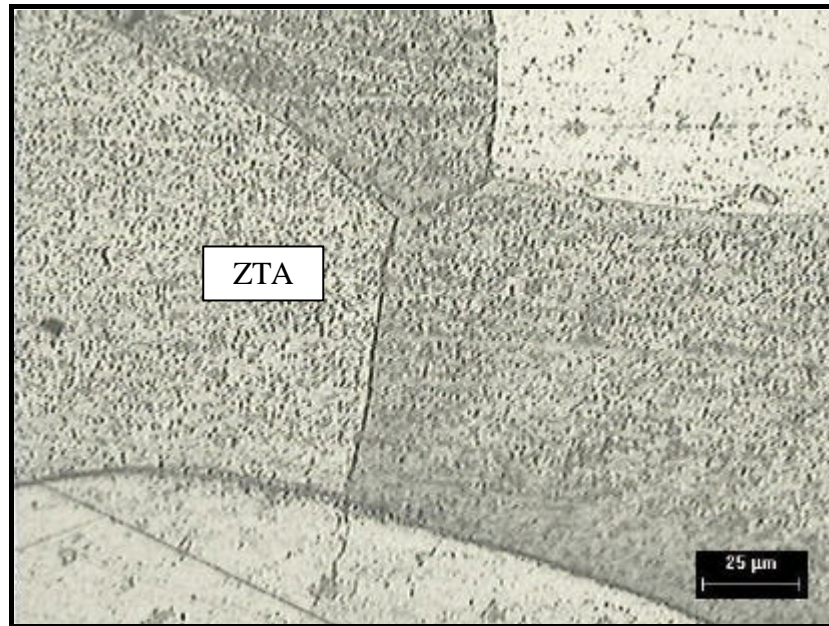


Figura 77 - Microestrutura da ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°3. Ataque eletroquímico. (500x).

PARÂMETRO 4:

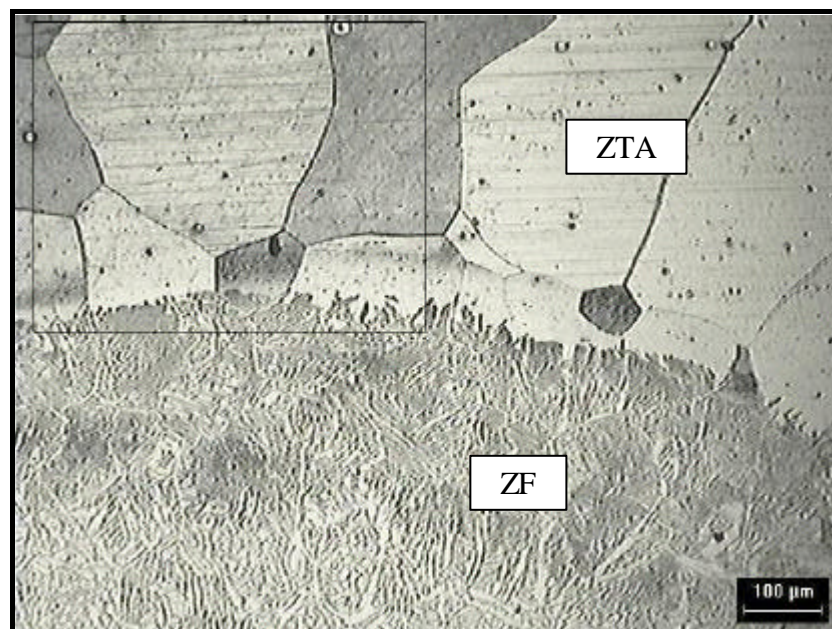


Figura 78 - Microestrutura da Região da Zona Fundida e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°4. Ataque eletroquímico. (100x).

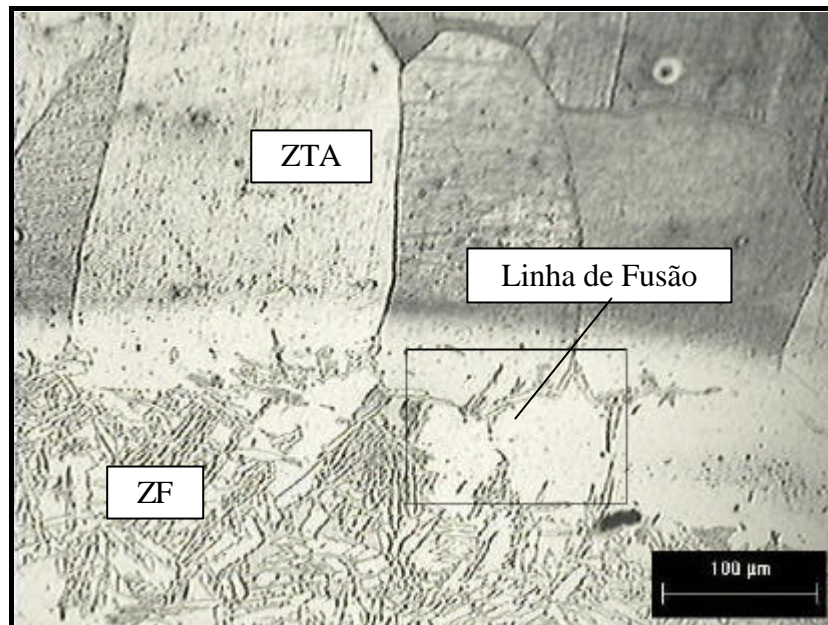


Figura 79 - Microestrutura da Região da Zona Fundida e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°4. Ataque eletroquímico. (200x).

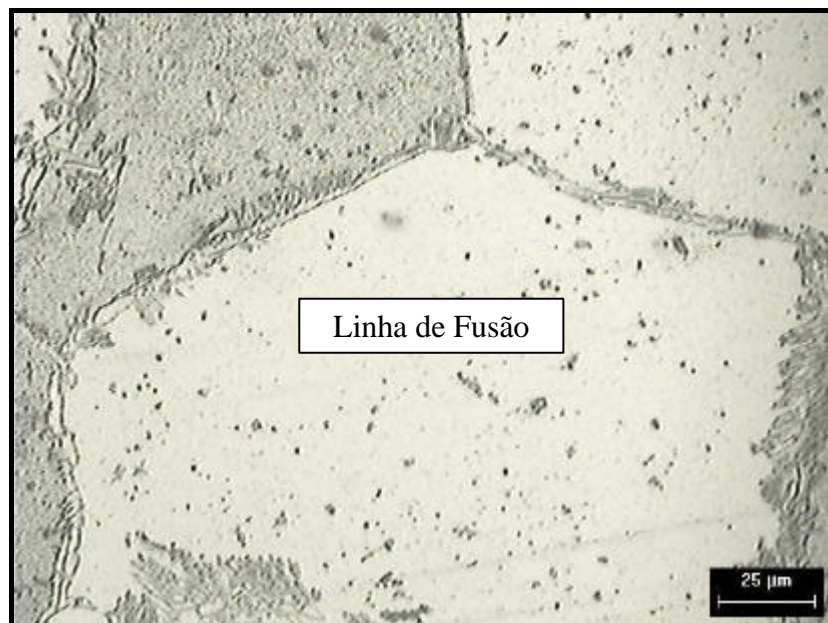


Figura 80 - Microestrutura da Região da Linha de Fusão da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°4. Ataque eletroquímico. (500x).

PARÂMETRO 5:

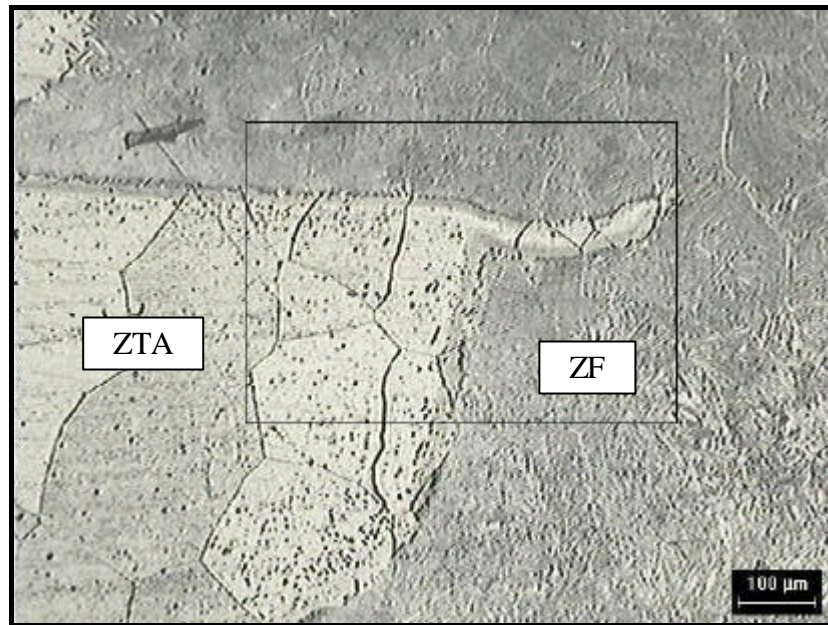


Figura 81 - Microestrutura da Região da Zona Fundida e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°5. Ataque eletroquímico. (100x).

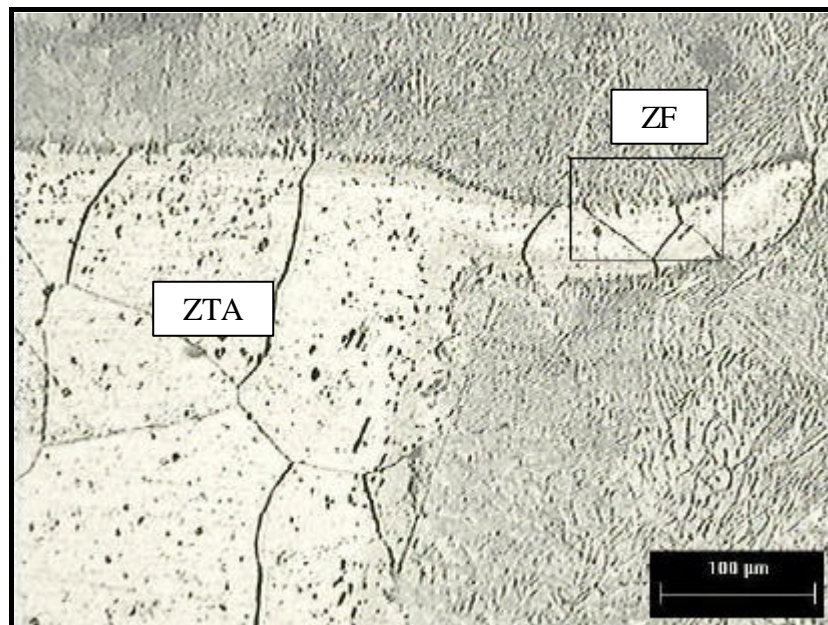


Figura 82 - Microestrutura da Região da Zona Fundida e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°5. Ataque eletroquímico. (200x).

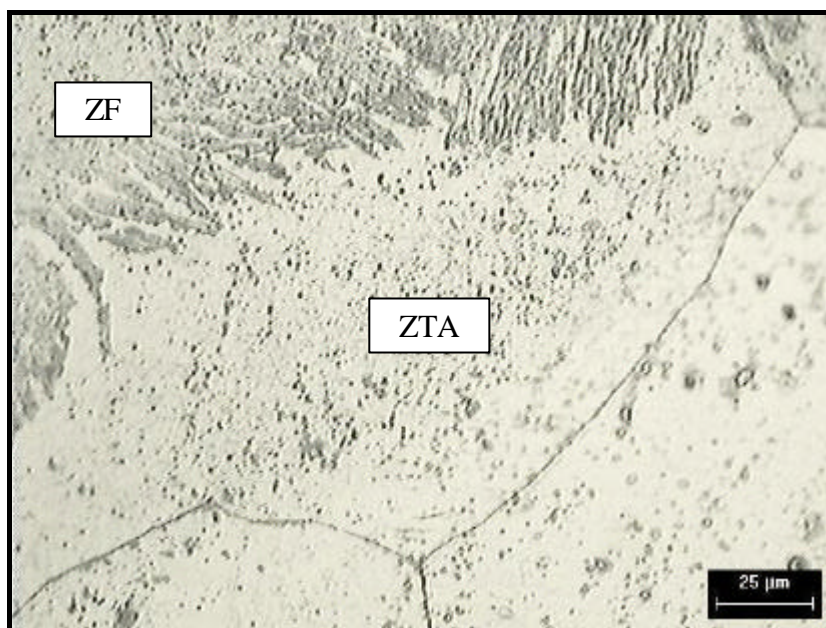


Figura 83 - Microestrutura da Região da Zona Fundida e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°5. Ataque eletroquímico. (500x).

PARÂMETRO 6:

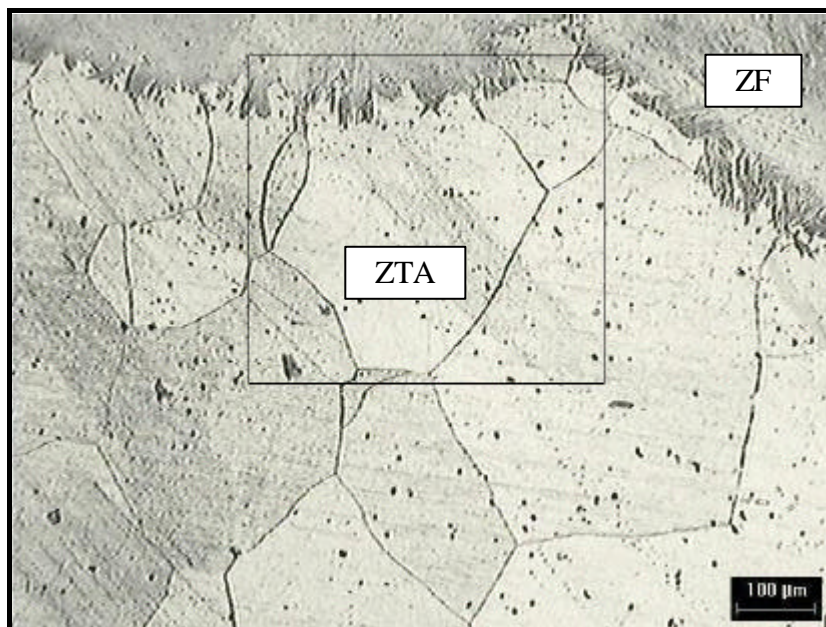


Figura 84 - Microestrutura da Região da Zona Fundida e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°6. Ataque eletroquímico. (100x).

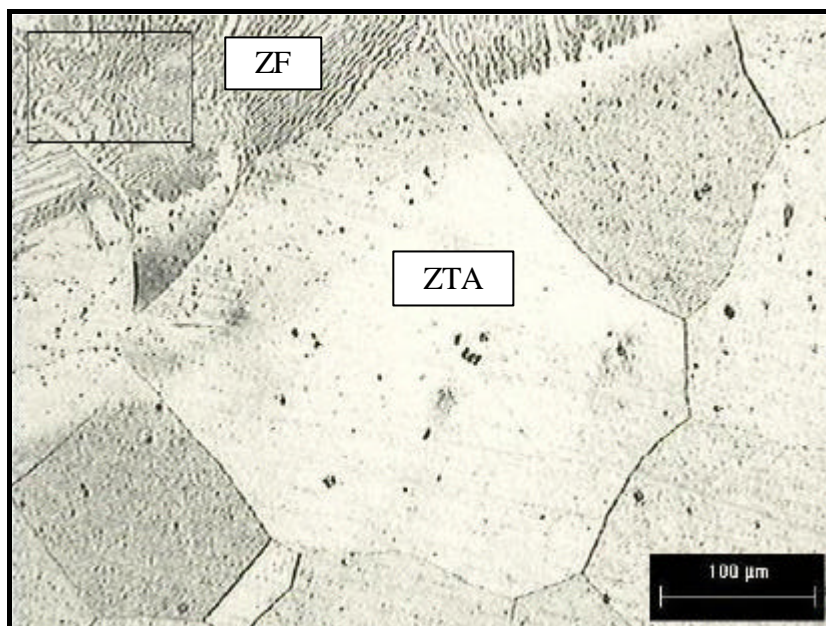


Figura 85 - Microestrutura da Região da Zona Fundida e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°6. Ataque eletroquímico. (200x).

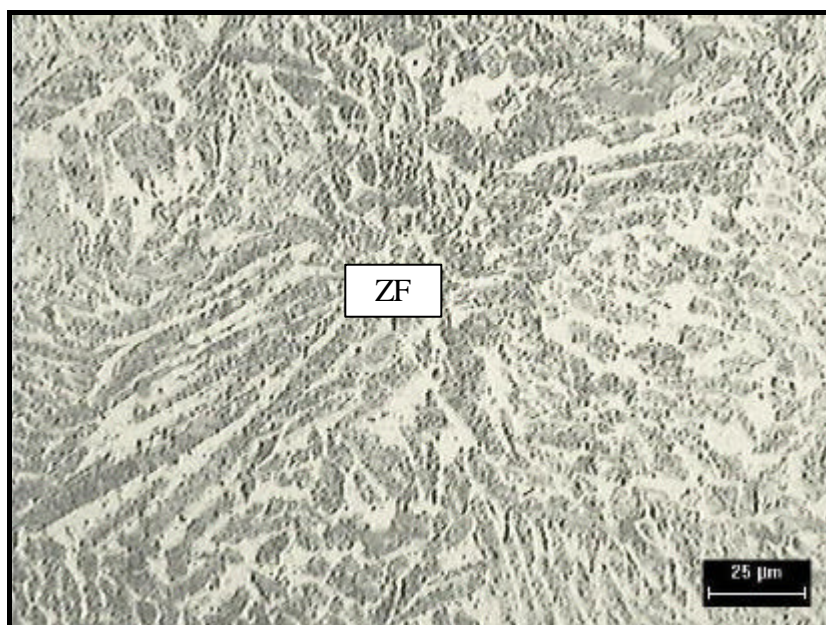


Figura 86 - Microestrutura da Região da Zona Fundida da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°6. Ataque eletroquímico. (500x).

PARÂMETRO 7:



Figura 87 - Microestrutura da Região da Zona Fundida e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°7. Ataque eletroquímico. (100x). .

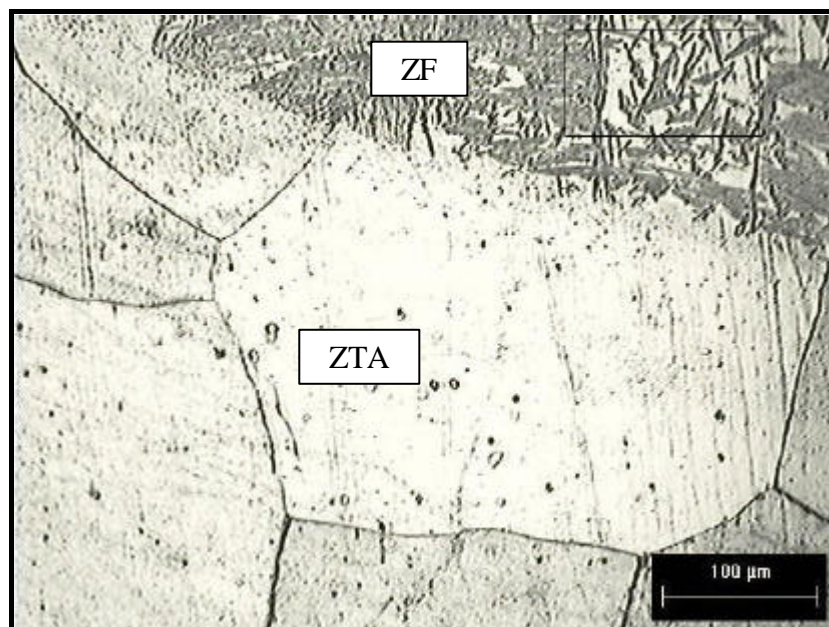


Figura 88 - Microestrutura da Região da Zona Fundida e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°7. Ataque eletroquímico. (200x).

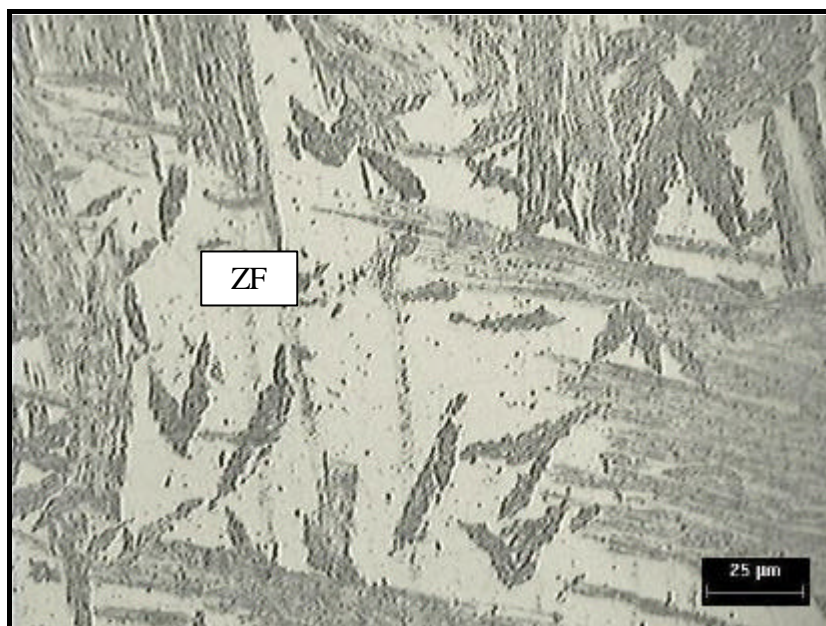


Figura 89 - Microestrutura da Região da Zona Fundida da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°7. Ataque eletroquímico. (500x).

PARÂMETRO 8:

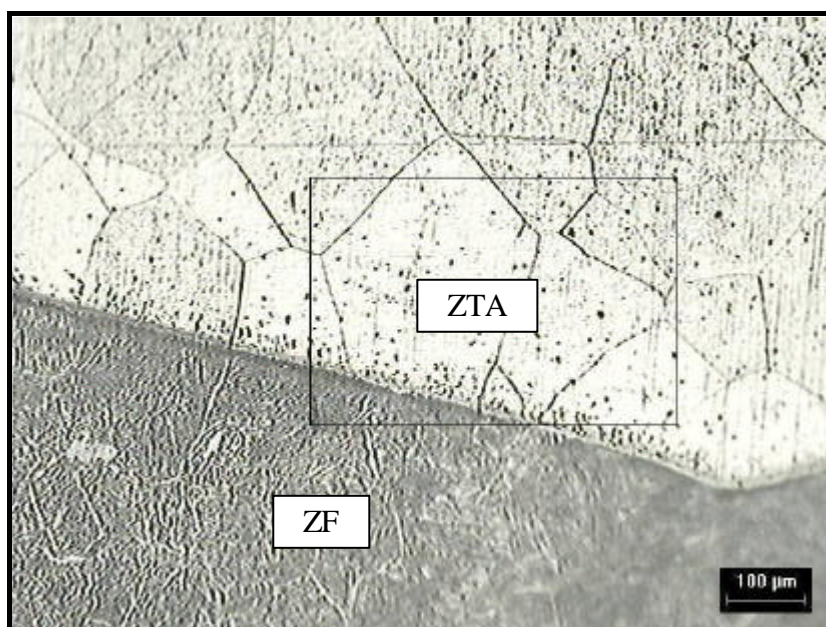


Figura 90 - Microestrutura da Região da Zona Fundida e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°8. Ataque eletroquímico. (100x).

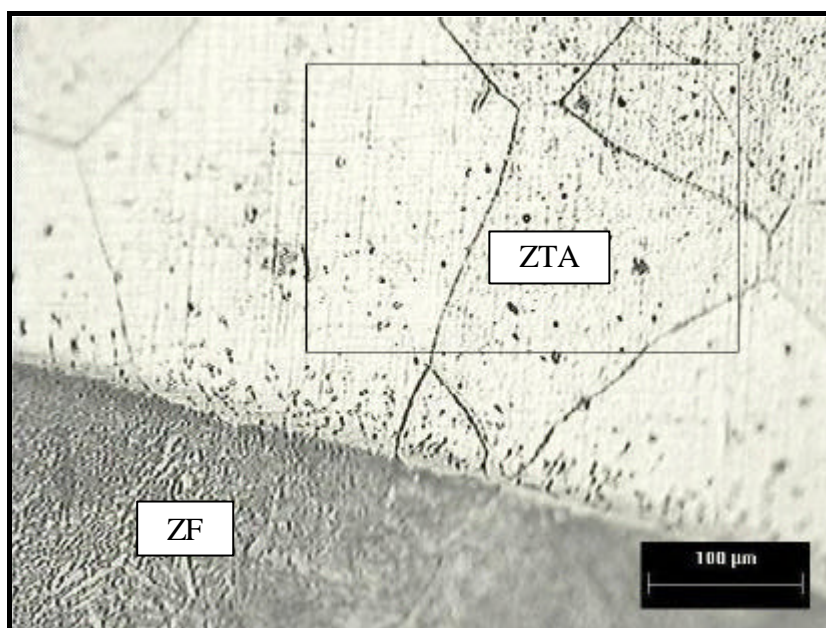


Figura 91 - Microestrutura da Região da Zona Fundida e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°8. Ataque eletroquímico. (200x).

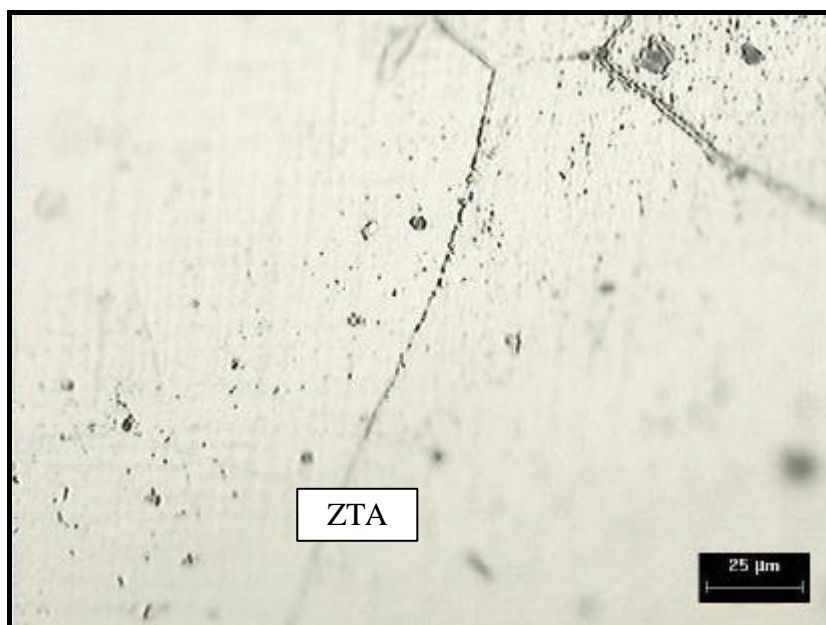


Figura 92 - Microestrutura da Região da ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°8. Ataque eletroquímico. (500x).

Analisando-se as metalografias ao longo da zona termicamente afetada para os todos os parâmetros de soldagem, verifica-se que o tamanho de grão diminuiu com a distância a partir da zona fundida. O tamanho do grão está diretamente relacionado com o tempo de exposição que cada ponto ficou submetido a uma determinada temperatura. Este tempo está relacionado com a velocidade de soldagem, que é uma variável controlada.

Não foi observada a presença de martensita nos contornos de grão, devido à estabilização da ferrita pelos elementos nióbio e titânio que são elementos ferritizantes e pelo baixo teor de intersticiais como carbono e nitrogênio, que em menores teores deslocam o campo da austenita para a esquerda no diagrama Fe-Cr (figura 2 – página 9), mesmos nos corpos de prova com resfriamento rápido, isto é, que utilizaram cobre-junta. Observando a análise de microdureza, verificamos que os picos isolados de dureza não representam a formação de martensita após a soldagem deste aço.

Analisando os resultados apresentados pelas metalografias, sugere-se que na região da zona fundida pode haver a formação de ferrita delta, juntamente com precipitação de austenita na forma acicular, como mostra as figuras 22 (Pág. 40) e 93.

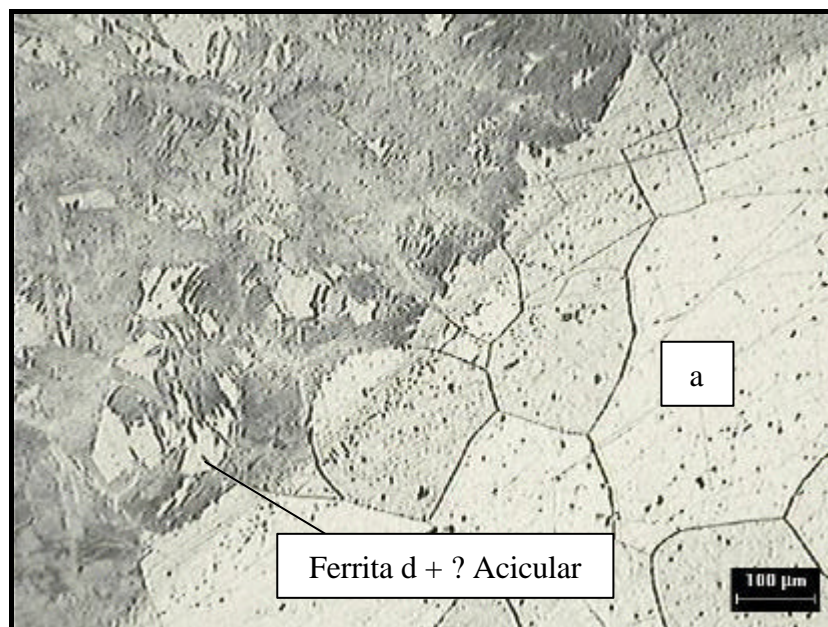


Figura 93 – Microestrutura da Região da Zona Fundida, e ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°1. Ataque eletroquímico. (100x).

De acordo com o diagrama de Schaeffler (figura 94), obtemos:

Metal Base:

$$\text{Creq} = \% \text{Cr} + \% \text{Mo} + 1,5 \times \% \text{Si} + 0,5 \times \% \text{Nb}$$

$$\text{Creq} = 18,5 + 2,125 + (1,5 \times 1,0) + (0,5 \times 0,31) = 22,28\%$$

$$\text{Nieq} = \% \text{Ni} + 30 \times \% \text{C} + 0,5 \times \% \text{Mn}$$

$$\text{Nieq} = 0 + (30 \times 0,025) + (0,5 \times 1,0) = 1,25\%$$

Metal de Adição:

$$\text{Creq} = \% \text{Cr} + \% \text{Mo} + 1,5 \times \% \text{Si} + 0,5 \times \% \text{Nb}$$

$$\text{Creq} = 19,5 + 3,5 + (1,5 \times 0) + (0,5 \times 0,31) = 23,15\%$$

$$\text{Nieq} = \% \text{Ni} + 30 \times \% \text{C} + 0,5 \times \% \text{Mn}$$

$$\text{Nieq} = 14 + (30 \times 0,06) + (0,5 \times 1,75) = 16,68\%$$

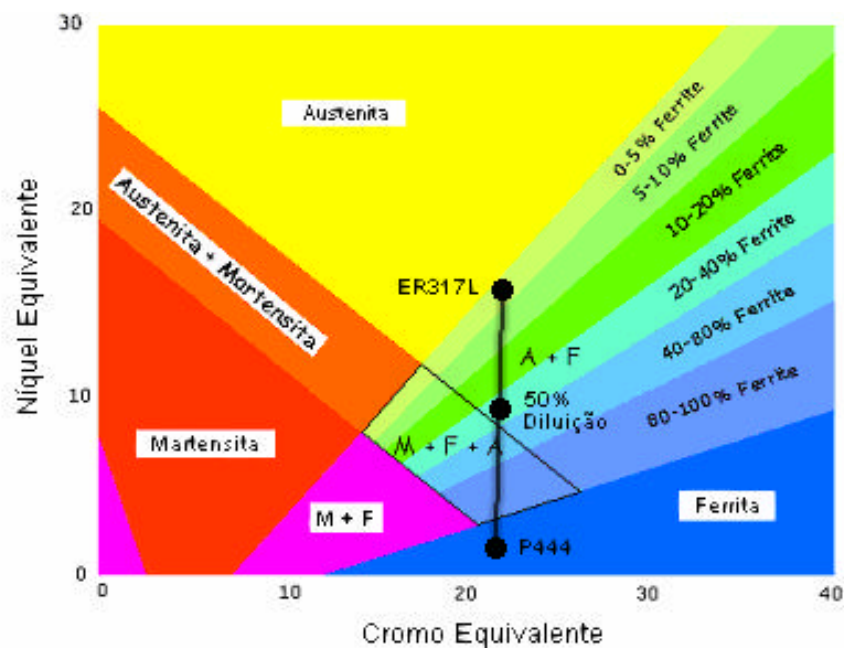


Figura 94 – Previsão de microestrutura para solda.

Metal Base: P444 – Metal de Adição: ER317

Verificando pelo diagrama de Schaeffler, a microestrutura prevista para 50% de diluição seria Austenita e Ferrita, sugerindo o que foi obtido na microestrutura.

A figura 95 mostra o local de precipitação de carbonetos de Ti, Nb e de Cr, como pode-se verificar pela figura 7 (Pág. 13).

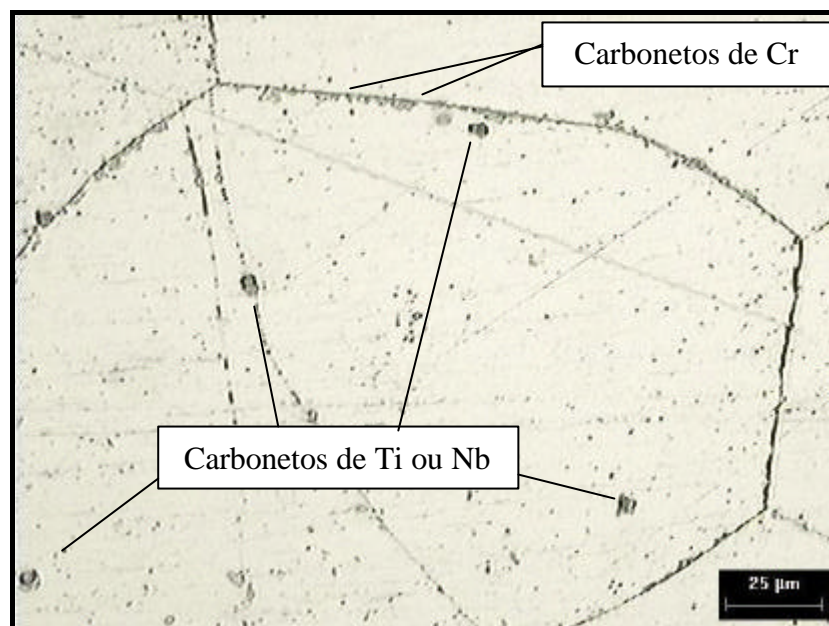


Figura 95 – Microestrutura da ZTA da amostra soldada com conjunto de parâmetros N°1. Ataque eletroquímico. (500x).

Observa-se conforme a morfologia, a formação de precipitados no interior dos grãos, indicando a formação de carbonetos de titânio e de nióbio. A formação de carbonetos nos contornos de grão, indica a precipitação de $M_{23}C$ (carbonetos de cromo). A causa poderia ser a dissolução de precipitados de titânio e nióbio durante a soldagem (1400°C), disponibilizando carbono e nitrogênio para combinar com o cromo.

Conforme Hull (HULL, 1973), a formação de fase δ e fase γ pode ocorrer na zona fundida e na zona termicamente afetada, conforme pode ser mostrado pela equação 7:

➔ Cr equivalente metal base – P444 (% peso) = %Cr + 0,31% Mn + 1,76% Mo + 0,97% W + 2,02% V + 1,58% Si + 2,44% Ti + 1,70% Nb + 1,22% Ta – 0,226% Ni – 0,177% Co

➔ Cr equivalente metal base – P444 (% peso) = 25,42% > 17,8%

→ Cr metal de adição – ER317 (% peso) = %Cr + 0,31% Mn + 1,76% Mo + 0,97% W + 2,02% V + 1,58% Si + 2,44% Ti + 1,70% Nb + 1,22% Ta – 0,226% Ni – 0,177% Co

→ Cr metal de adição – ER317 (% peso) = 24,82% > 17,8%

Conforme Leitnaker e Bentley (LEITNAKER & BENTLEY, 1977), para que haja a precipitação da fase s e fase γ , o valor de cromo equivalente deve ser acima de 17,8%. De acordo com os valores calculados para o cromo equivalente, é de se esperar a formação de fase s e fase γ . Entretanto, conforme proposto por Hull (HULL, 1973), o intervalo necessário para a formação de fase s está na ordem de (10^3 a 10^4 horas), na temperatura de 815°C. Com isso pode-se desconsiderar a formação de fase s durante a soldagem, pois o intervalo de tempo que o material fica exposto a altas temperaturas é muito pequeno.

O intervalo de temperatura para formação de fase γ é de 50° a 550°C. No entanto, a velocidade de resfriamento após a soldagem é muito rápida, permitindo a formação desta fase, apenas em pequena quantidade após a soldagem.

A fase α' não foi observada no corpo de prova, pois o efeito fragilizante característico desta fase não foi observada como mostra o ensaio de resistência à tração e microdureza. O intervalo de temperatura em que há a formação de fase α' é de 400° a 500°C.

Conforme podemos verificar pelo diagrama Fe-Mo (figura 28 – página 47), a ocorrência da fase de Laves (γ) é possível, mas é mínima, devido aos teores de molibdênio do metal de base (Média: 2%) e metal de adição (Média: 3,5).

5.3. Ciclagem térmica

As figuras 96 até 110 mostram as microestruturas das uniões soldadas do aço inoxidável ferrítico P444, após ciclagem térmica (1 a 5 ciclos) a temperatura de 400°C.

CICLO Nº 1:

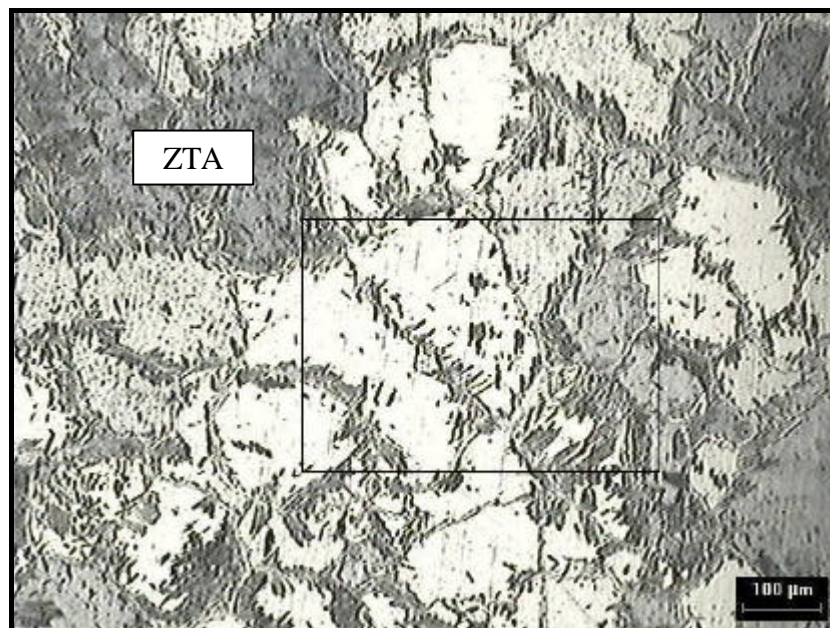


Figura 96 - Microestrutura da Região da ZTA da amostra soldada após ciclagem térmica. Ciclo nº1. Ataque eletroquímico. (100x).



Figura 97 - Microestrutura da Região da ZTA da amostra soldada após ciclagem térmica. Ciclo nº1. Ataque eletroquímico. (200x).

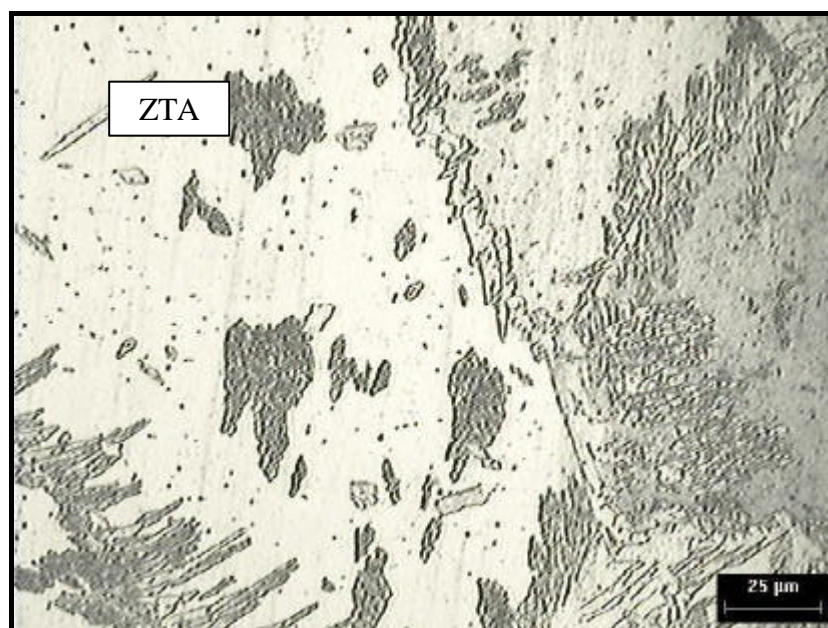


Figura 98 - Microestrutura da Região da ZTA da amostra soldada após ciclagem térmica. Ciclo nº1. Ataque eletroquímico. (500x).

CICLO Nº2:

Figura 99 - Microestrutura da Região da ZTA da amostra soldada após ciclagem térmica. Ciclo nº2. Ataque eletroquímico. (100x).

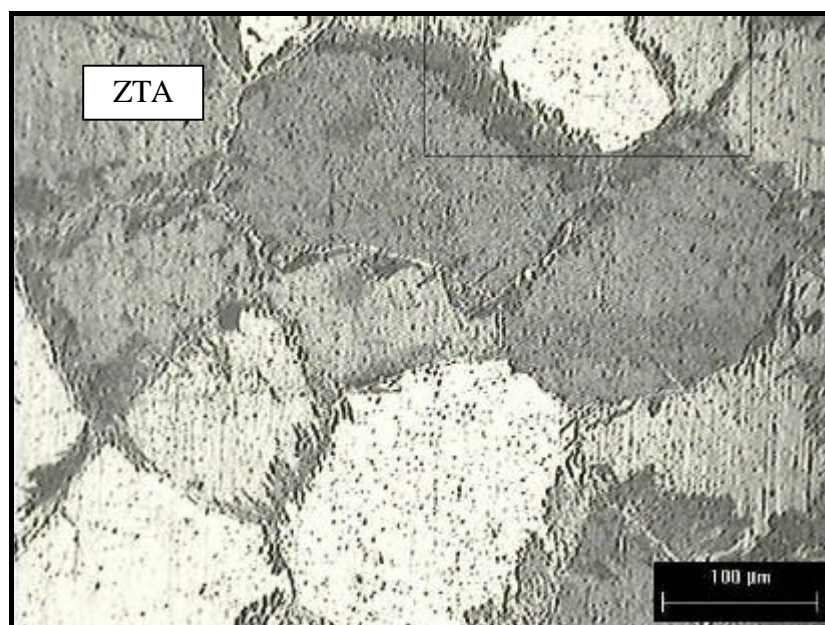


Figura 100 - Microestrutura da Região da ZTA da amostra soldada após ciclagem térmica. Ciclo nº2. Ataque eletroquímico. (200x).

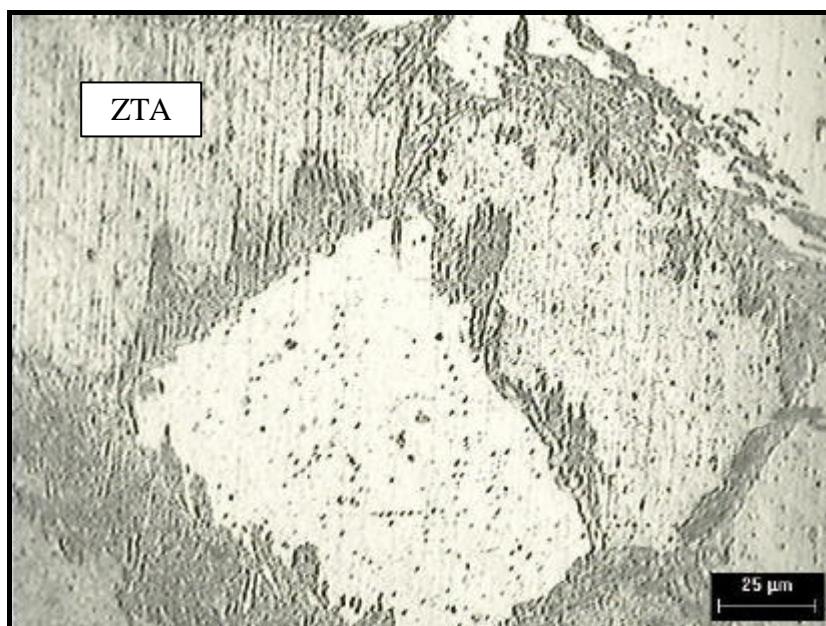


Figura 101 - Microestrutura da Região da ZTA da amostra soldada após ciclagem térmica. Ciclo nº2. Ataque eletroquímico. (500x).

CICLO Nº 3:

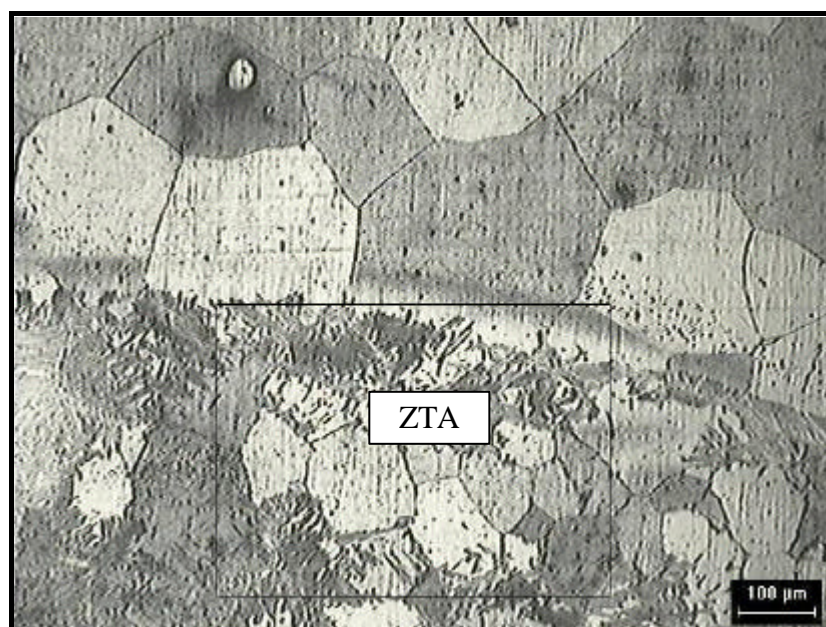


Figura 102 - Microestrutura da Região da ZTA da amostra soldada após ciclagem térmica. Ciclo nº3. Ataque eletroquímico. (100x).

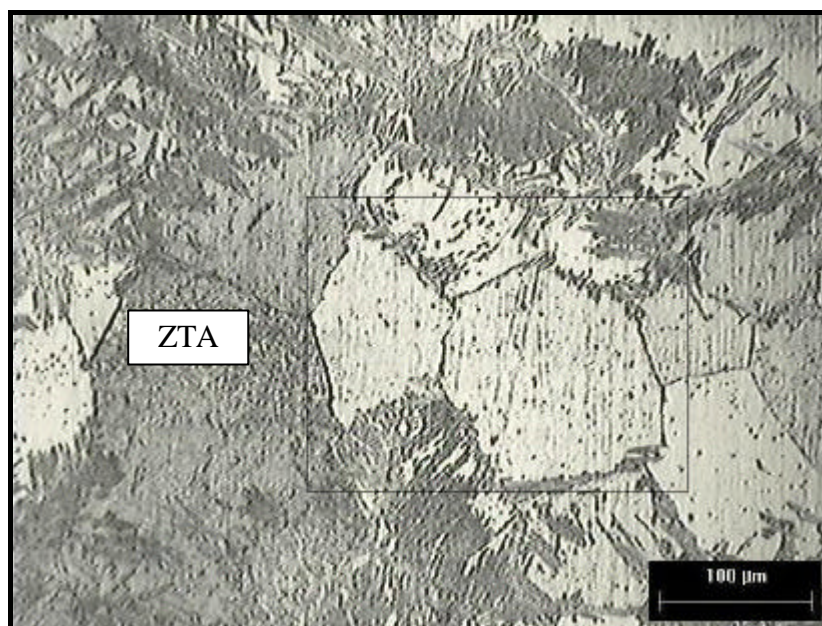


Figura 103 - Microestrutura da Região da ZTA da amostra soldada após ciclagem térmica. Ciclo nº3. Ataque eletroquímico. (200x).

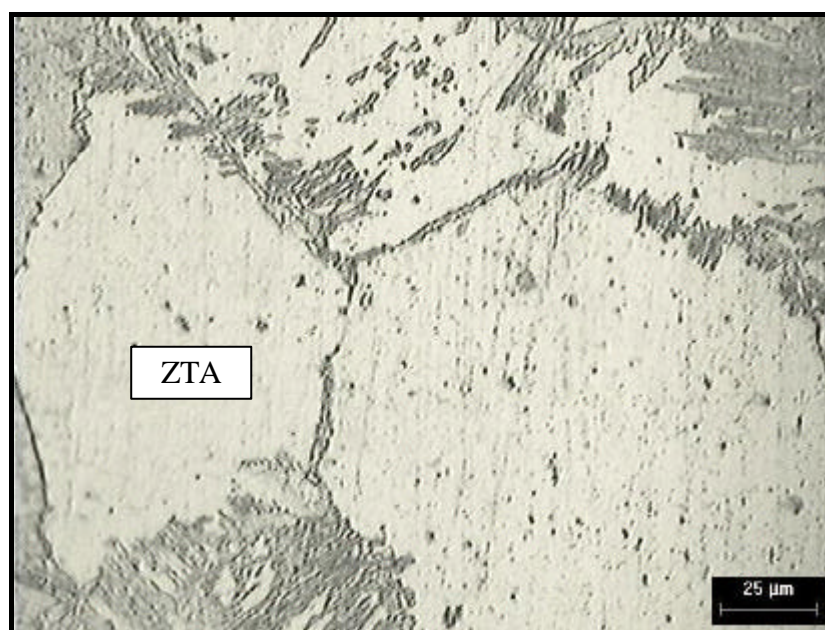


Figura 104 - Microestrutura da Região da ZTA da amostra soldada após ciclagem térmica. Ciclo nº3. Ataque eletroquímico. (500x).

CICLO Nº 4:

Figura 105 - Microestrutura da Região da ZTA da amostra soldada após ciclagem térmica. Ciclo nº5. Ataque eletroquímico. (100x).

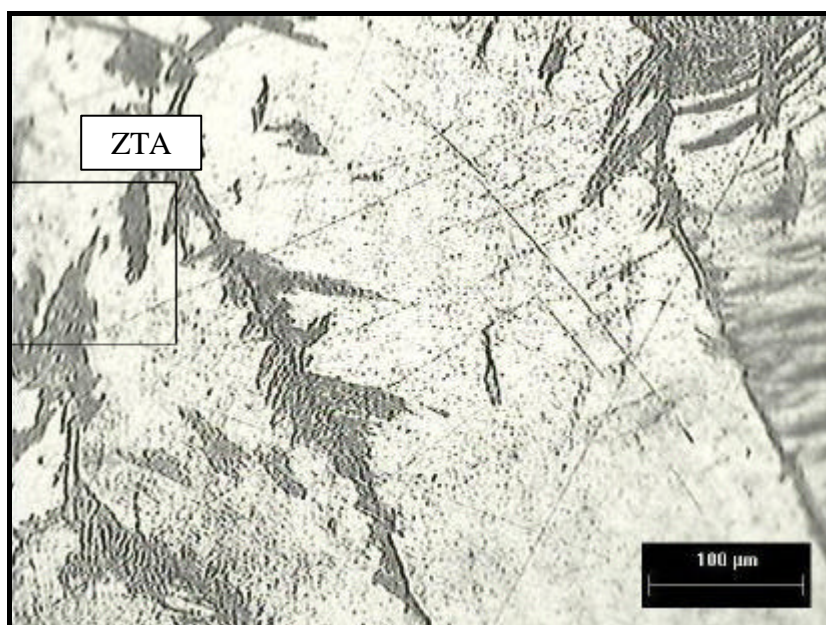


Figura 106 - Microestrutura da Região da ZTA da amostra soldada após ciclagem térmica. Ciclo nº5. Ataque eletroquímico. (200x).

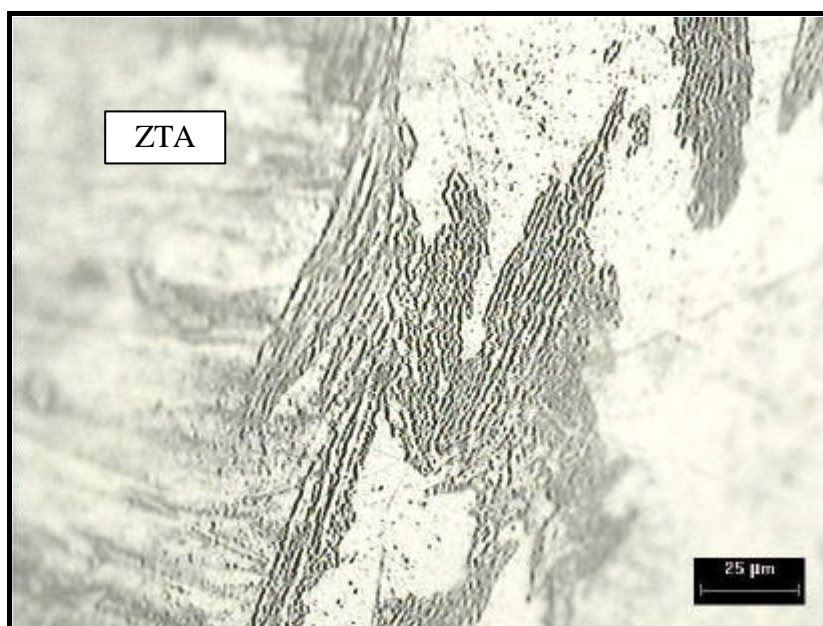


Figura 107 - Microestrutura da Região da ZTA da amostra soldada após ciclagem térmica. Ciclo nº5. Ataque eletroquímico. (500x).

CICLO Nº 5:

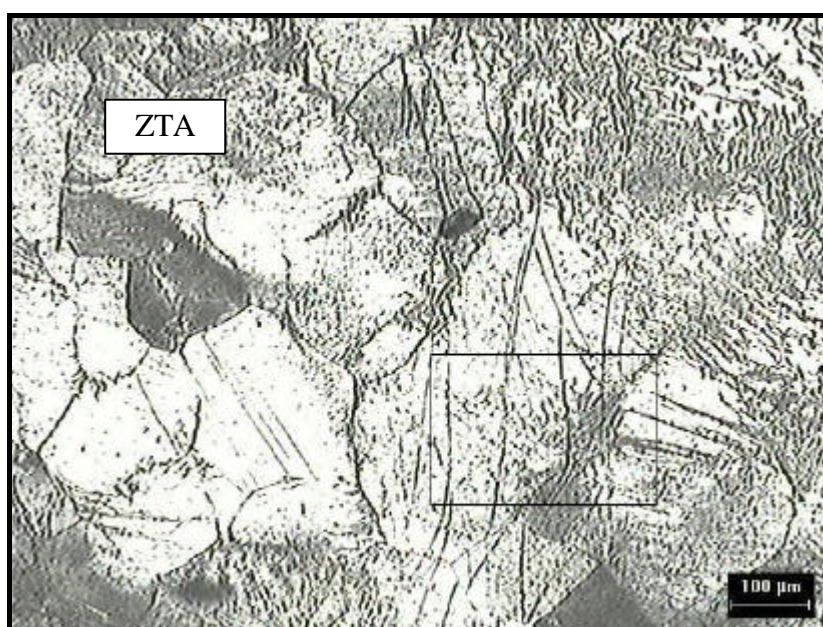


Figura 108 - Microestrutura da Região da ZTA da amostra soldada após ciclagem térmica. Ciclo nº5. Ataque eletroquímico. (100x).

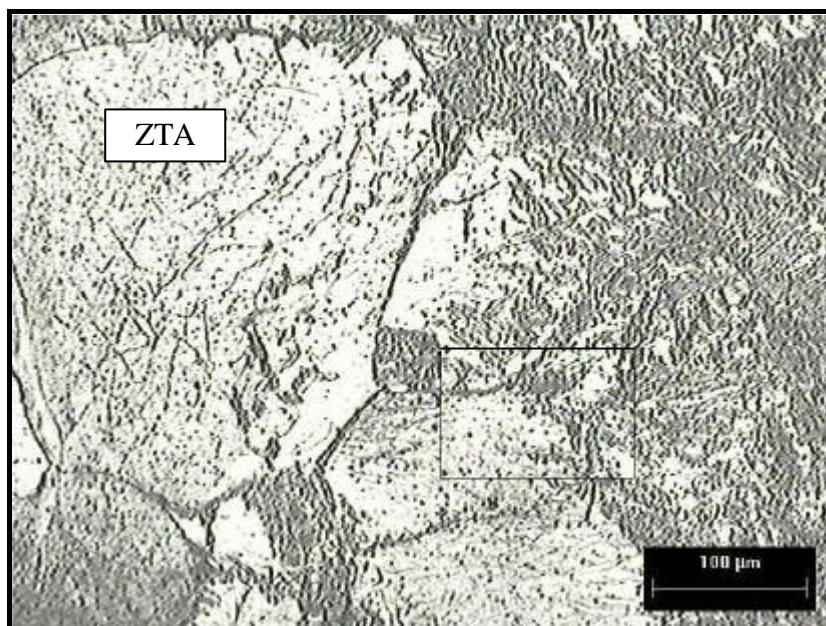


Figura 109 - Microestrutura da Região da ZTA da amostra soldada após ciclagem térmica. Ciclo nº5. Ataque eletroquímico. (200x).

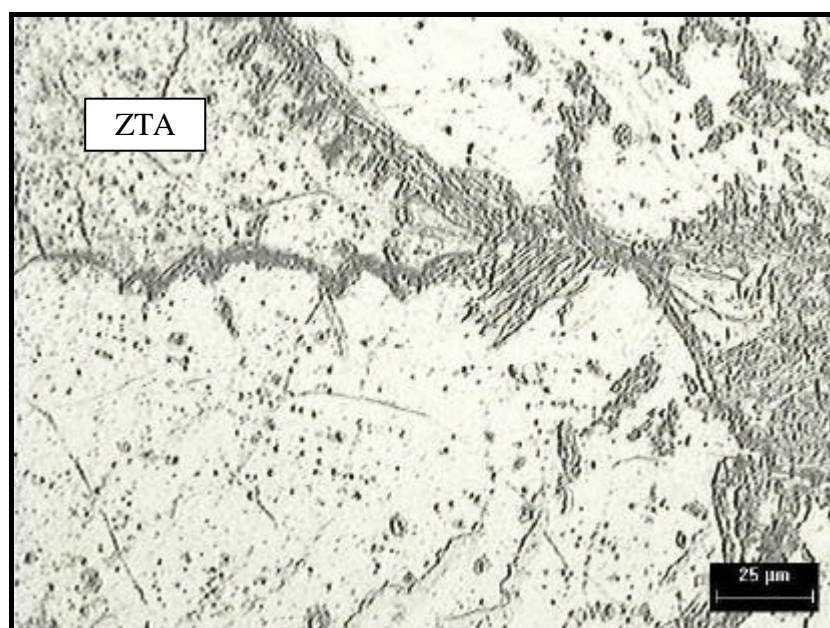


Figura 110 - Microestrutura da Região da ZTA da amostra soldada após ciclagem térmica. Ciclo nº5. Ataque eletroquímico. (500x).

O efeito da ciclagem térmica na dureza pode ser observado nas figuras 111 e 112, no qual mostra a variação de dureza na ZTA para o ciclo nº 1 e ciclo nº 5:

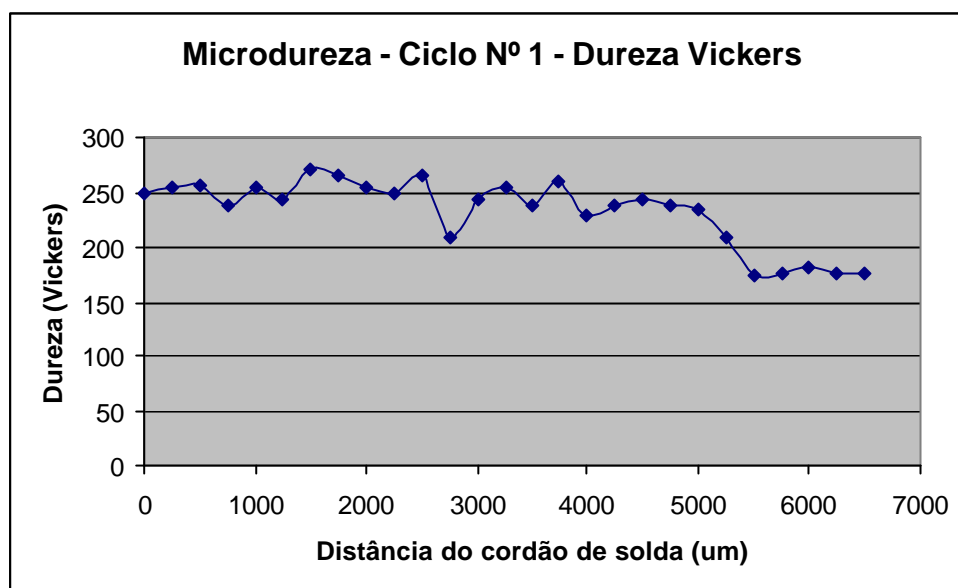


Figura 111 – Gráfico de dureza após 1º ciclo - Média = 233 HV

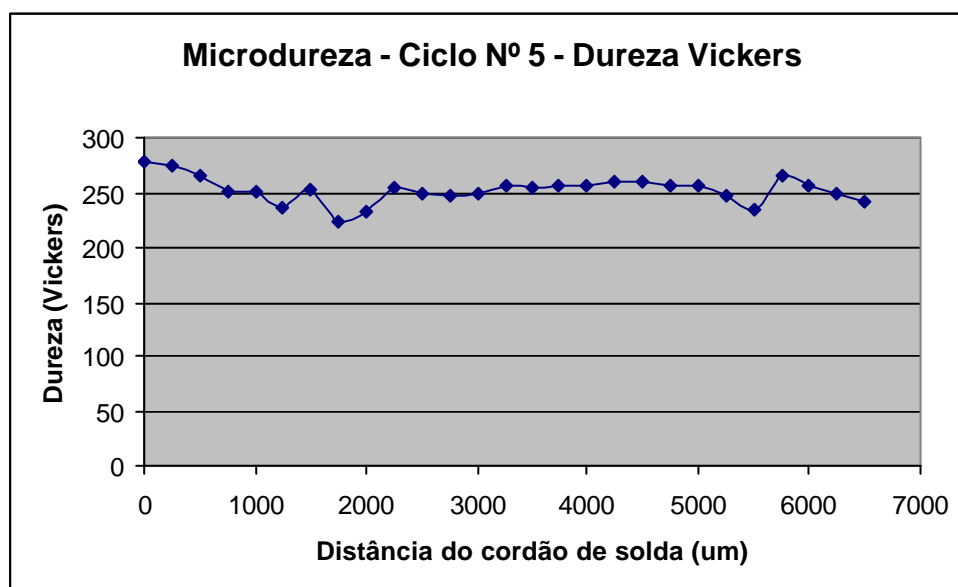


Figura 112 – Gráfico de dureza após 5º ciclo - Média = 259 HV

Verifica-se desde o primeiro ciclo, o aparecimento de uma fase em torno dos contornos de grão, que aumenta conforme o tempo exposto a temperatura de 400°C. A ZTA das amostras que receberam ciclagem térmica, apresentou uma maior dureza em

comparação com o material que não sofreu ciclagem térmica, ocorrendo um aumento médio de cerca de 23% para o 1º ciclo e de 30% para o 5º ciclo.

A morfologia apresentada pelas metalografias após a ciclagem indica haver a formação de ferrita Widmanstätten, devido o crescimento nos contornos de grão de uma fase que apresenta a forma de placas. Para isto ocorrer, o aço deve ser austenitizado a uma temperatura acima de 730°C e mantido a temperatura desejada de ciclagem térmica. Foi realizado o aquecimento das amostras da peça soldada até 400°C em ciclos de 1 hora. Para se formar a ferrita Widmanstätten, sugere-se que a austenitização ocorreu durante a soldagem, e o crescimento da ferrita Widmanstätten durante a ciclagem térmica.

Outra hipótese que poderíamos considerar seria a formação de fase a'. Conforme foi descrito por Heger (HEGER, 1951), o maior teor de cromo, combinado com elementos como titânio e nióbio induz a formação de fase a'. O aço P444 apresenta baixos teores de carbono, e possui titânio e nióbio, o que facilita a formação de carbonetos de titânio e nióbio, permanecendo cromo na matriz.

O principal elemento que acelera a formação de fase a' é o molibdênio. O aço P444 possui teor máximo de 2,5% Mo e o metal de adição até 4%. De acordo com Grobner (GROBNER, 1973), como pode ser observado pelo item a) da figura 29 (pág.49), para um aço com 19,9% de Cr, a dureza tende a aumentar significativamente após 500h a uma temperatura de 500°C. Entretanto como pode ser verificado pelo item b) da figura 30 (pág.50), com adição de 2% de Mo, para ocorrer a formação de fase a', o tempo de exposição a temperatura de 475°C diminui para uma 1 h. Com isso, sugere-se a formação de fase a', devido ao teor de molibdênio, diminuindo o tempo necessário para a formação desta fase e conseqüentemente o endurecimento do material.

Foi verificado a microdureza para o 1º ciclo e o 5º ciclo. Observou-se que há o aumento de dureza já no 1º ciclo, sendo visível uma variação de dureza ao longo da ZTA. Para o 5º ciclo esta variação de dureza ao longo da ZTA diminuiu, indicando uma maior fragilização. Isto indica que há um aumento significativo de fase fragilizante após 5 horas a 400°C, para este aço após soldagem. A figura 113 mostra as duas fases formadas após o 5º ciclo térmico.

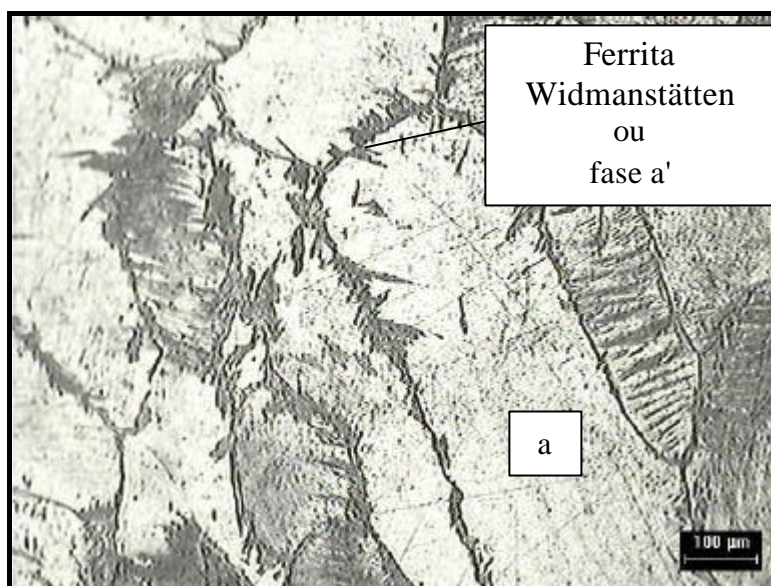


Figura 113 - Microestrutura da Região da ZTA da amostra soldada após ciclagem térmica. Ciclo nº5. Ataque eletroquímico. (100x).

A fragilização dos 475°C é induzida pela segregação que ocorre na ferrita, que segrega em um componente ferro magnético que é rico em ferro e um componente rico em cromo para-magnético com aproximadamente 80%. No sistema binário Fe-Cr (Figura 1 – página 6), este dois tipos de ferrita é indicada abaixo de 500°C como a e a'.

5.4. Ensaio de resistência à corrosão

A figura 114 mostra a média das curvas eletroquímicas para 3 corpos de prova realizados com o parâmetro nº 7, sendo o parâmetro que apresentou maior resistência à tração, conforme tabela 17, e a média das curvas eletroquímicas para 3 corpos de prova sem solda. A curva AISI304L representa o comportamento do aço, conforme BRASIL (BRASIL, 2003).

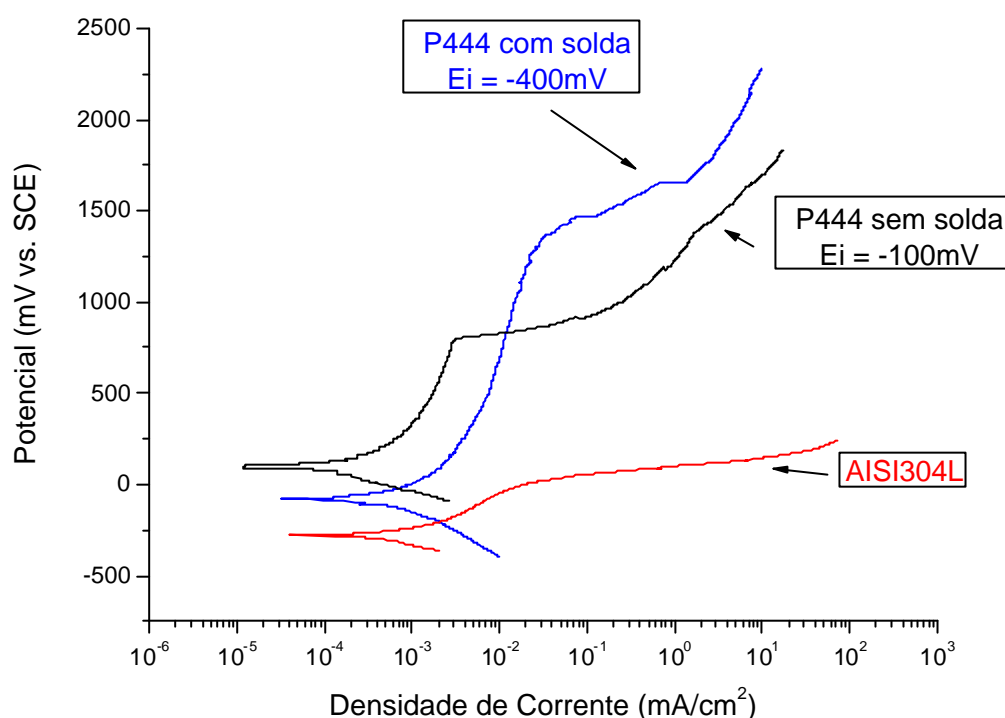


Figura 114 – Comparativo entre as curvas potenciodinâmicas do aço EBI/P444 com solda e sem solda. NaCl 3,5%.

A tabela 19 mostra os valores obtidos nos ensaios para as amostras com solda e sem solda. A Ecor representa o potencial de corrosão encontrado após 24 horas de imersão, antes do início do ensaio, o Ep representa o potencial de pite, o i_{pass} a corrente de passivação.

Tabela 19 –Resumo dos valores característicos obtidos das curvas de polarização.

Amostra	Ecor mV (ECS)	Ep mV (ECS)	ipass mA/cm²
EBI/P444 Sem Solda	75 mV	750 mV	2,5E-03
EBI/P444 Com Solda	- 75 mV	1250 mV	2,1E-02
304L	-250	50 mV	1,5E-02

Análise do potencial de corrosão (Ecor):

Os valores encontrados para o potencial de corrosão do aço EBI/P444, foi de 75 mV para a amostra sem solda e de -75 mV para a amostra com solda. Esta diferença pode ser esperada devido à diferença de eletrodos de referência, nas concentrações das soluções utilizadas, na existência de junção líquida, diferença no preparo de superfícies e até mesmo no nível de oxigênio nas soluções.

Análise dos valores do potencial de pite (Ep):

O valor para o potencial de pite para o aço EBI/P444, para a amostra com solda foi maior que o potencial encontrado para a amostra sem solda. Isto mostra que as alterações microestruturais ocorridas na ZTA, como precipitação de carbonetos, crescimento de grãos fornecem uma maior proteção à corrosão por pites na ZTA do que no metal base. Através da figura 114, verifica-se que a resistência à corrosão por pites é maior para o aço inoxidável ferrítico EBI/P444 comparado com o aço inoxidável austenítico 304L.

Corrente de Passivação (i_{pass}):

A corrente de passivação está relacionada com a corrosão generalizada. Através da figura 114 pode-se verificar que a inclinação das curvas no trecho de passivação para o aço EBI/P444 com solda e sem solda, são próximas.

O aço EBI/P444 sem solda apresentou uma melhor resistência à corrosão generalizada se comparado com a amostra com solda. Isto se confirma, comparando-se os valores do i_{pass} das duas amostras. Quanto menor o valor de i_{pass} , menor a taxa de corrosão do filme passivo e conseqüentemente maior o seu poder protetor.

Comparando-se o aço inoxidável ferrítico EBI/P444 com o aço inoxidável austenítico 304L, verifica-se que o aço P444 com solda apresentou uma corrente de passivação próxima à do 304L, confirmando uma resistência à corrosão generalizada similares. Entretanto o aço EBI/P444 sem solda apresentou uma melhor resistência à corrosão generalizada em comparação ao aço 304L.

6. CONCLUSÃO

As conclusões foram obtidas levando-se em consideração a análise dos resultados dos ensaios e medições, particularmente da análise da ZTA e metal de base e alterações ocasionadas pela soldagem:

1) A faixa de energia de soldagem utilizada produz crescimento do grão na região da ZTA, próxima à zona fundida, mesmo com a presença dos precipitados de nióbio e titânio.

2) Não foi observada a presença martensita na zona termicamente afetada, mostrando a influência dos elementos titânio e nióbio, minimizando a formação de austenita.

3) A microdureza próximo à zona fundida é maior que à do metal de base, sugerindo uma maior participação da precipitação de carbonetos de titânio ou nióbio próximo ao cordão de solda.

4) A zona fundida é caracterizada por uma microestrutura formada por ferrita delta e por austenita acicular, conforme sugere o diagrama de Schaeffler.

5) Os parâmetros de soldagem TIG mais influentes no ensaio de tração conforme a metodologia Taguchi foram: o ângulo do eletrodo (8%), a velocidade de soldagem (22%) e o fluxo de gás (22%).

6) O parâmetro de soldagem TIG mais influente na microdureza conforme a metodologia Taguchi foi a corrente; sendo 18,7% de influência para a condição de maior dureza e para condição de microdureza no valor nominal.

7) Não foi verificada a presença de trincas proveniente do ensaio de dobramento. Isto mostra que a solda não fragilizou significativamente o material (ZF e

ZTA), indicando que não foi significativa a formação de fases fragilizantes durante o processo de soldagem.

8) Após soldagem é possível a formação da ferrita Widmanstätten, que somente foi possível observar após a ciclagem térmica.

9) A ciclagem térmica foi caracterizada pela formação da fase a' , devido à presença de Mo do metal de base e metal de adição e verificado pelo conseqüente aumento de dureza.

10) Comparando o aço EBI/P444 com solda e sem solda, verificou-se que a amostra com solda apresentou uma menor corrente de passivação, conseqüentemente maior resistência à corrosão generalizada. Entretanto, constatou-se que a amostra sem solda apresentou um maior potencial de pite, confirmando ser mais estável, podendo ser justificado devido às mudanças microestruturais ocorridas na ZTA.

11) Verificou-se que o aço EBI/P444 sem solda apresentou uma menor corrente de passivação em relação ao aço P444 com solda e ao aço 304L. Entretanto após a soldagem, a corrente de passivação para o aço P444 aumentou próxima à do aço austenítico AISI 304L.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1) Estudar a cinética de precipitação de α' e seu controle o que poderá permitir elevar a temperatura de serviço sem a deterioração das propriedades mecânicas e corrosivos. A temperatura máxima de serviço dos aços EBI está ligada a formação de fase α' durante a permanência prolongada a temperatura próxima de 475 °C. Portanto a formação de fase α' é um fator limitador à aplicação em campo deste aço.

2) Realizar um trabalho de modelo matemático de crescimento de grão na zona termicamente afetada especificamente para os aços inoxidáveis ferríticos extra baixo intersticiais e relacionar com a resistência à tração e tenacidade, permitindo avaliar o efeito do Ti e Nb e do baixo teor de carbono e nitrogênio no crescimento de grão durante a soldagem.

3) Realizar ensaio de corrosão do aço inoxidável ferrítico EBI/P444 em um meio de HCL, avaliando sua resistência em comparação ao aço austenítico AISI 316L, à temperatura na faixa de 400°C. Isto permitirá uma melhor análise do aço inoxidável ferrítico extra baixo intersticiais em meios mais agressivos, aumentando as aplicações para este tipo de aço.

8. REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

1. ABO, H. NAKAZAWA, T. ; TAKEMURA, S.; ONOYAMA, M. OGAWA, H.; OKADA H. The role of carbon and nitrogen on the toughness of intergranular corrosion of ferritic stainless steels. **Stainless Steel** 77, p.35-48, 1977.
2. ACESITA: [HTTP://WWW.ACESITA.COM.BR](http://www.acesita.com.br) Catálogos, Aço Inox 444, 2001.
3. ALBRITTON, O. W., LEWIS, J. M., **Computer Differentiation of Mossbauer Spectra**. Welding J. 50, Weld. Res. Suppl. p.327s-330s. 1971.
4. AMERICAN SOCIETY FOR METALS, **Metals Handbook**. Metallography and Microstructures. **9a. ed., 2000. V.9. p.279-350.**
5. AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Metals Handbook**. 10^a ed. Metals Park, Ohio, ASM, 1990 v.1, p.841-907.
6. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS – **Standard specification for heat resistance chromium and chromium-nickel stainless steel plate, sheet and strip for pressure vessels**. ASTM A240/A240M. Philadelphia, USA, 1999, vol.01.03, p.34-41.
7. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS – **Standard test methods for tension testing of metallic materials (metric)**. E8M-98, Philadelphia, USA, 1998. p. 78-98.
8. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - **Standard Test Method for Bend Testing of Material for Ductility**. E290 – 97a, Philadelphia, USA, 1998.
9. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS – **Standard test methods for microhardness of materials**. E384-89, Philadelphia, USA, 1990. p. 1-19.
10. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS – **Standard Practice for Preparation of Stress-Corrosion Test Specimens for Weldmentes**. G 58-85, Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.02, 1999.
11. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS – **Standard Practice for Conventions Applicable to Electrochemical Measurements in**

- Corrosion Testing.** G 03-89, Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.02, Philadelphia, USA, 1999.
12. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS – **Standard Practice for On-Line Monitoring of Corrosion in Plant Equipment (Electrical and Electrochemical Methods).** G 96-96, Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.02, Philadelphia, USA, 1999.
 13. AMERICAN WELDING SOCIETY. **Specification for Bare Stainless Welding Electrodes and Rods,** ANSI/AWS A5.9-93, AWS, Miami, 1993.
 14. BAERLECKEN, E., FABRITIUS, H. **Einfluß der Auslagerung im Temperaturbereich der 475°C Versprodung auf einige magnetische Eigenschaften von Eisen-Chrom-Legierungen.** Stahl u. Eisen 75, p.1774-1784. 1955.
 15. BANDEL, G., TOFAUTE, W. **Die Versprodung von hochlegierten Chromstählen im Temperaturgebiet um 500°C.** Arch. Eisenhüttewes. 15, p.307-320. 1942.
 16. BARROS, S.M. **Processos de Soldagem;** PETROBRÁS, 1976.
 17. BAUM, L. FISCHER, H. **Der Schretzgas Schweißgerät – teil1, WIG Schweißen Plasmaschweißen, DVS.** 2a. ed. 1981.
 18. BOND, A.P. Mechanisms of intergranular corrosion in ferritic stainless steels. **Transaction of the metallurgical society of AIME,** v.245, p.2127-2134, Oct. 1969.
 19. BRASIL, Fabiano. **Estudo de corrosão sob tensão em tubos de aço inoxidável AISI304L, aspergidos termicamente com alumínio por arco elétrico.** Curitiba, UFPR, 2003. p. 98.
 20. BREWER, L., CHANG, SHIH-GER. **Constitution of Ternary Alloys.** Metals Handbook, Vol. 8, 8th ed. (Lyman, Taylor, eds.), S.421,423, 424, 425. American Society for Metals. 1973.
 21. BROWN, B.F. **Stress Corrosion Cracking Control Measures.** Chemistry Department, p02-03, Nov. 1981.

22. BUNGARDT, K., BORCHERS, H. KOLSCH, D. **Untersuchung der Bildung der Sigmaphase in ferritischen Chromstählen mit unterschiedlichen Gehalten an Silizium und Aluminium.** Arch. Eisenhüttenwes. 34, 465-476 (1963).
23. BUNGARDT, K., KUNZE, E., HORN, E. **Untersuchungen Über den Aufbau Des Systems Eisen-Chrom-Kohlenstoff.** Arch. Eisenhüttenwes. 29, 193-203. 1958.
24. CAO, Chu-Man, **Chinese Society for Corrosion and Protection** 5, p.155. 1985.
25. CHEN, Xujun and SHANHE, Wu. Proc 6th Europe. Symp. Inch. (ferrar: Elsever Science Publishers). P.677-689. 1985.
26. CHIAVERINI, F. **Aços e Ferros Fundidos.** 4^a. ed. ABM, São Paulo, 1977, p.309-344.
27. COURTNALL, M.; PICKERING F.B. The effect of alloying on 485°C embrittlement. **Metal Science**, v.10, n.8, p.273-276, Aug. 1976.
28. DEARDO et al. Ferritic stainless steel – the metallurgical background and benefits of dual stabilization, **Stainless Steels** 96. 1996, p. 287-298.
29. DEMO, J.J. **Structure, constitution and general characteristics of wrought ferritic stainless steel.** New York, McGraw-Hill, 1977.
30. DE NYS, T. GIELEN, P. M. **Spinodal Decomposition in the Fe-Cr System.** Metallurg Trans. 2, p.1423-1428. 1971.
31. DIETER, G.E. **Metalurgia mecânica.** 2^a Ed. Rio de Janeiro, Guanabara Dois. 1981. p.419-450.
32. ETTWIG, H. H., PEPPERHOFF, W. **Untersuchungen uber das metastabile System EisenChrom mit Hilfe des Mossbauer-Efeektes.** Arch Eisenhüttenwes. 41, p.471-474. 1970.
33. FARIA, Ricardo Augusto. **Efeito da Composição química de aços inoxidáveis ferríticos no desempenho de juntas soldadas pelo processo a arco metálico gasoso (SAMG),** São Paulo, USP, 2000.
34. FOLKHARD, Erich. **Welding Metallurgy of Stainless Steels.** Springer-Verlag Wien New York. 1988.
35. FONTANA, M.G. Greene, N.D. **Corrosion Engineering.** Mc Graw-Hill, 1982. p.58-108.

- 36.FUKUDA, T.; SUENAGA, H.; TANINO, M. **Effect of morphology of carbide and nitride precipitates on the ductility in Fe-40%Cr alloys.** In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON STAINLESS STEELS, Chiba, 1991. Tokyo, ISIJ, 1991. o.533-540.
- 37.GENTIL, VINCENTE. **Corrosão.** 3^a ed. Ed. Guanabara. P.151-152, Rio de Janeiro, 1987.
- 38.GROBNER, P. J. **The 885°F (475°C) embrittlement of ferritic stainless steels.** Metallurgical transactions, v. 4, p. 251-260, Jan. 1973.
- 39.HAMMOND; GUNSTONE. The welding of 18%Cr-2%Mo ferritic stainless steels with low interstitial element contents. **Welding in the world**, v. 19, nº 9/10,1981.
- 40.HANSEN, M., ANDERKO, K. **Constitution of Binary Alloys.** New York-Toronto-London. McGraw-Hill Book Comp. 1958.
- 41.HEGER, J.J. **885°F Embrittlement of Ferritic Chromium-Iron Alloys.** Metal Prog. 60, p.55-61. 1951.
- 42.HERBSLEB, G. SCHWAAB, P. **Precipitation of Intermetallic Compounds, Nitrides and Carbides in AF 22 Duplex Steel and Their Influence on Corrosion Behavior in Acids.** Conference at ASM, Int. Symp. On Duplex Austenitic-Ferritic Stainless Steels, St. Louis, USA, 1982, published by American Soc. For Metals, Metlas Park, Ohio 44073, catalog N° 83-071074.
- 43.HOCHMAN, J. and STAEHLE R.W., EDSON. **Stress Corrosion Cracking and Hydrogen Enbrittement of Iron base Alloys.** NACE, Houston, Texas, In press, 1969.
- 44.HUANG Y. **Stress Corrosion of AISI321 Stainless Steel in Acidic Chloride Solution.** ([http:// www.ias.ac.in/maternal/bmsfeb.2002/47.pdf](http://www.ias.ac.in/maternal/bmsfeb.2002/47.pdf))
- 45.HULL, F.C. **Effects of Composition on Embrittlement of Austenitic Stainless Steels.** Weld. J. , vol. 52, p. 104s – 113s, 1973.
- 46.HUNTER, G.B.; EAGAR, T.W. Ductility of stabilized ferritic stainless steel welds. **Metallurgical Transactions A**, v.11, p.213-218. Feb. 1980.
- 47.JONES, Denny A. **Principles and Prevention of Corrosion;** 2a. ed. Department of Chemical and Metallurgical Engineering University of Nevada, 1987, p. 242

48. KUBASCHEWSKI, O. **Iron-Binary Phase Diagrams**. Berlin-Heidelberg – New York: Springer; Dusseldorf: Verlag Stahleisen m. b. H. 1982.
49. KUNIMITSU, S.; IWAMOTO, T.; HOTTA, A.; SASALI, Y.; HOSOI, Y. **Effect of Mo and Si on Laves phase precipitation in 10% chromium steels**. In: International conference on stainless steels, Chiba, 1991. Tokyo, ISIJ, 1991. v.1, p. 627-632.
50. LEITNAKER, J.A. & BENTLEY, J. **Metalurgical Transactions A**, vol 8, p. 1605, 1977.
51. LULA, R.A.; LENA, A.J.; KIEFER, G. C. Intergranular corrosion of ferritic stainless steels. **Transactions of ASM**, v. 46, p.197-223, 1954.
52. LULA, R.A. **Stainless Steel**. Metals Park, OH, American Society for Metals, 1986. p.1-60.
53. MODENESI, Paulo V. **Curso de Metalurgia da Soldagem**. – Belo Horizonte – 1992.
54. MODENESI, Paulo J. **Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis**. São Paulo. Centro Nacional de Tecnologia em Metalurgia. Osasco. S. 2001.
55. MORGENFELD, Julio. **Los Nuevos Aceros Inoxidables Ferríticos de Extra Bajos Intersticiales (EBI) y su Soldadura**. – Argentina – 1983, p.273-296.
56. NEWEL, H. D. **Properties and Characteristics of 27% Chromium-Iron Alloys**. Metal Progr. 60, p.55-61. 1951.
57. OHASHI, N.; ONO, Y. KINOSHITA, N.; YOSHIOKA, K. **Effects of metallurgical and mechanical factors on Charpy impact toughness of extra low interstitial ferritic stainless steels**. In: Symposium on ferritic stainless steels, San Francisco, 1979. Philadelphia, ASTM, 1980. p. 202-220.
58. PADILHA, A. F. **Aços Inoxidáveis Austeníticos**. São Paulo – 1994
59. PAREDES, Ramon Cortés. **Metalurgia e soldabilidade dos aços inoxidáveis**. UFPR, 1999, p.60-70.
60. PARR, S.W. and STRAUB. F.G. University of Illinois Bulletin, Illinois, p.177. 1928
61. PECKNER, D.; BERNSTEIN, I. M. **Handbook of stainless steels**, New York, McGraw-Hill, 1977, p.5-5 a 5-7.

62. PICKERING, F.B. Physical metallurgy of stainless steel developments. **International metals reviews**, n.21, o2270268, Dez. 1976.
63. POLLARD, B. Effect of titanium on the ductility of 26% chromium, low interstitial ferritic stainless steel. **Metals technology**, v.1, n.1, p.31-36, Jan. 1974.
64. PORTER, D.; EASTERLING, K. **Phase Transformation in Metals and Alloys**. Van Nostrand Reinhold Company, New York, p. 317-322, 1981.
65. PROTIVA, K.; SAFEK, V. Toughness of ferritic corrosion resisting steel with low carbon and nitrogen content. **Hutnicke Listy**, v.4, n.3, p.171-179, 1989.
66. PUBER, J., AUER, R. **Chromstahlguß GX5 CrNiMo 13 4 und GX5 CrNiMo 16 6 – Hinweise uber das Verhalten beim Auslagern im Temperaturbereich Von 250 – 400°C**. Berg. U. huttenm. Mh. 126, p.108-113. 1981.
67. SEDRIKS, A. J. **Corrosion of Stainless Steels**, Ch 3, J. Wiley & Sons. New York. 1979.
68. SEDRIKS, A.J. **Corrosion of stainless steels**. The electrochemical society. 2. ed. New York, Wiley, 1996. p.102-166.
69. SEMCHYSHEN, M.; BOND, A.P.; DUNDAS, H.J. **Procedure of symposium on improved ductility and toughness**, p. 239-253. Oct. 1971.
70. SOLOMON, H. D., LEVINSON, L. M. **Mossbauer Effect Study of 475°C Embrittlement of Duplex and Ferritic Stainless Steels**. Acta Metalurg. 26, p.429-442. 1978.
71. SPROWLS, Donald O., Metals Handbook, Vol. 7, Corrosion, 9th ed., ASM International Metal Park, OH, p.151. 1987.
72. STAEHLE, R.W. Fundamental Aspects of Stress Corrosion Cracking. C.R.W. Staehle, A.J. Party e D. Van Rooyen, EDS. **National Association Corrosion Engineers**, Houston, Texas, p. 04, 1969.
73. STEIGERWALD, R.E. The physical metallurgy of Fe-Cr-Mo ferritic stainless steels. **Stainless Steels 77**. 1977, p.57-76.
74. THIER, H.; BAUMEL, A.; SCHMIDTMANN, E. **Einfluß von Stickstoff auf das Ausscheidungsverhalten des Stahles X5 CrNiMo 17 13**. Arch. Eisenhüttenwes. 40, p333-339. 1969.

75. THOMAS, C.R.; ROBINSON, F.P.A. **Kinetics and mechanism of grain growth during welding in niobium stabilized 17% chromium stainless steels.** Metals technology, v5. n.4, p.133-138, Apr. 1978.
76. TRAUTWEIN, A., GYSEL, W. **Influence of Long Time Aging of CF8 and CF8M Cast Steel at Temperatures Between 300 and 500°C on the Impact Toughness and the Structure Properties.** Techn. Mitt. Georg Fischer Konzern, G.F. Spektrum 5, p. 38-51. 1981.
77. WAINER, Emilio; BRANDI, Sérgio; MELLO, Fábio. **Soldagem processos e metalurgia.** Ed. Edgard Blucher. São Paulo. 1992. p.61-98.

9. ANEXO

As figuras 115 até 137 mostram as curvas Tensão x Deformação para todos os corpos de provas. (Parâmetros N°1 ao N°8).

PARÂMETRO N°1:

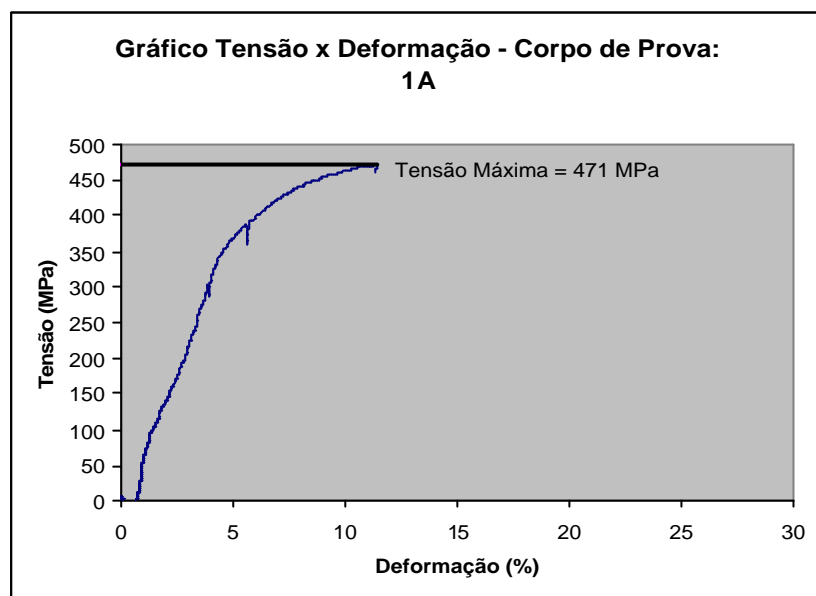


Figura 115 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 1A.

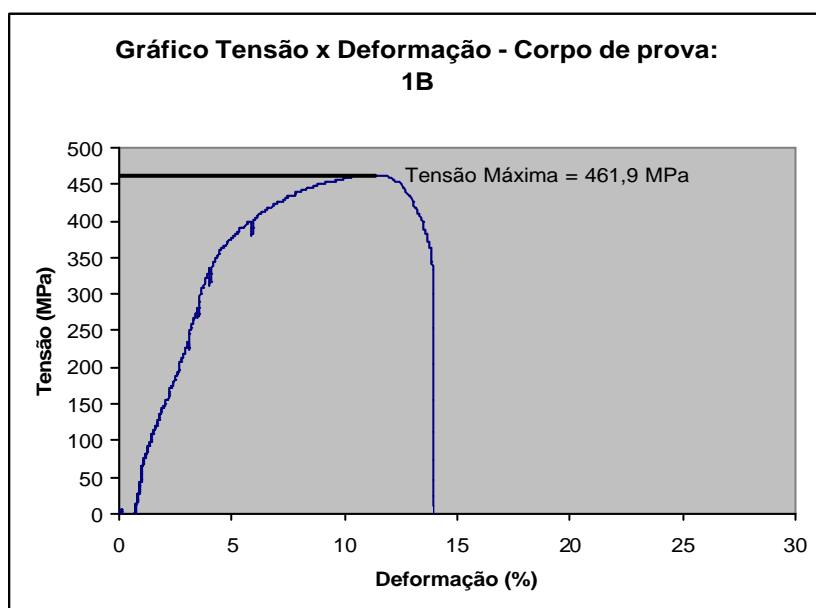


Figura 116 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 1B.

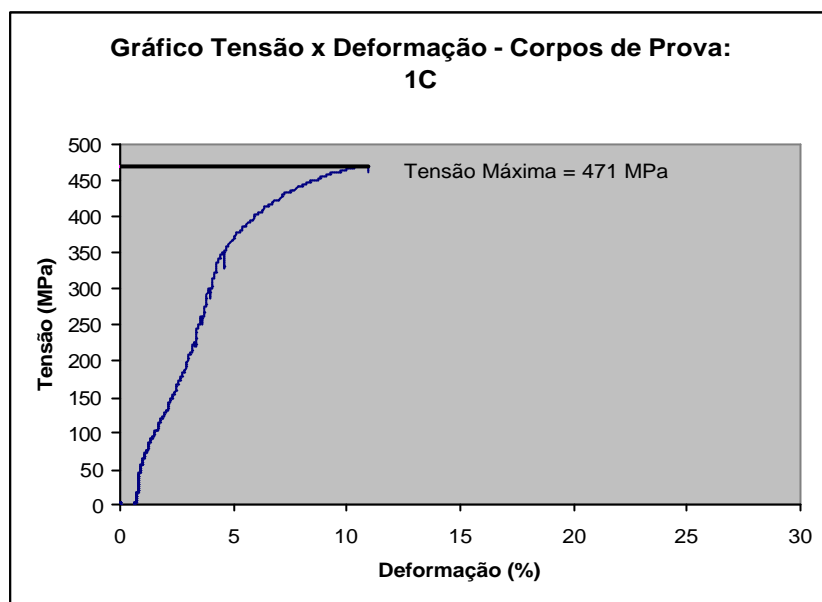


Figura 117 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 1C.

PARÂMETRO Nº2:

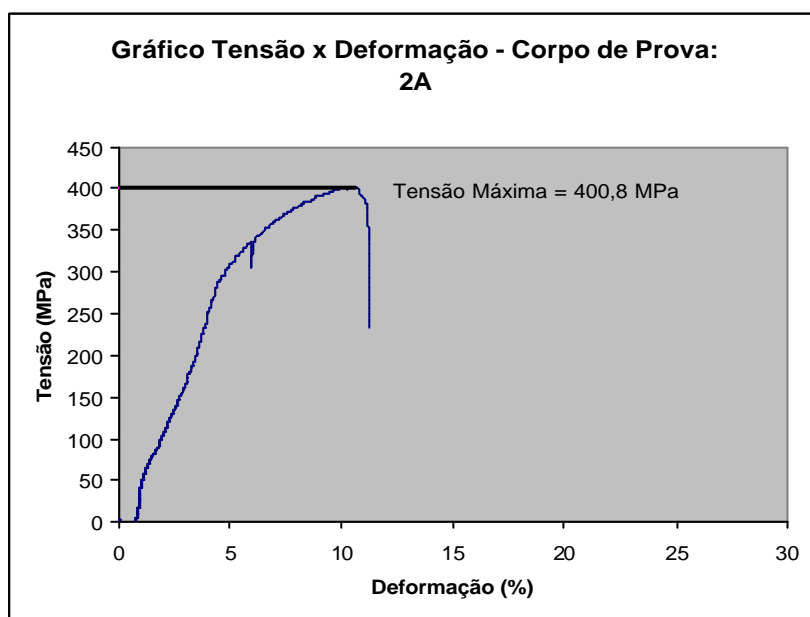


Figura 118 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 2A.

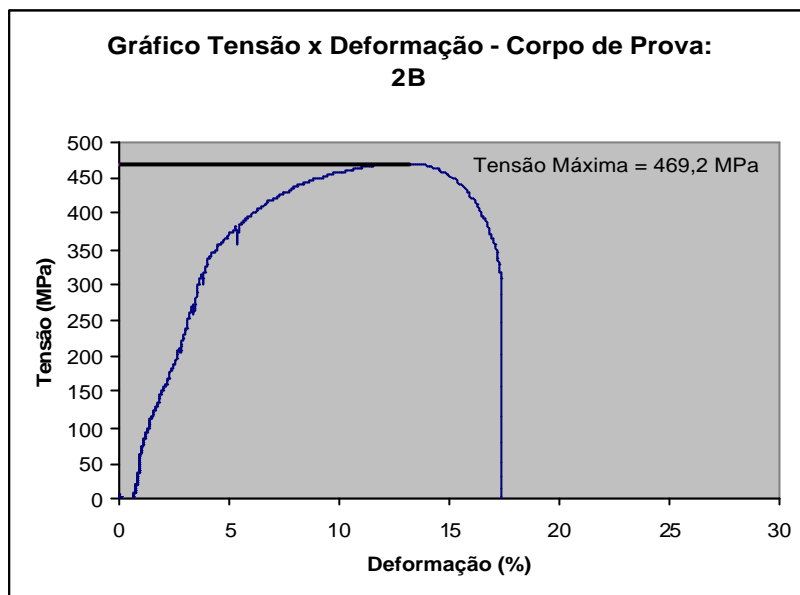


Figura 119 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 2B.

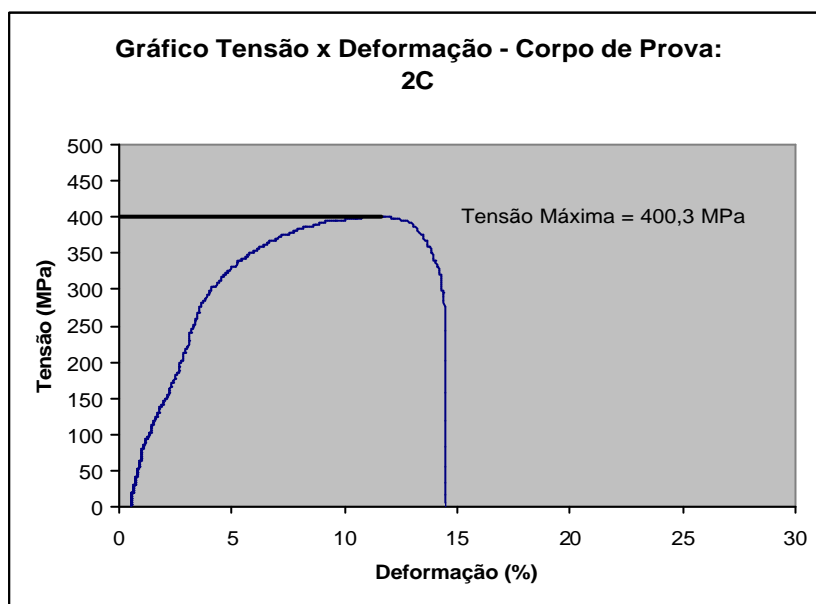


Figura 120 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 2C.

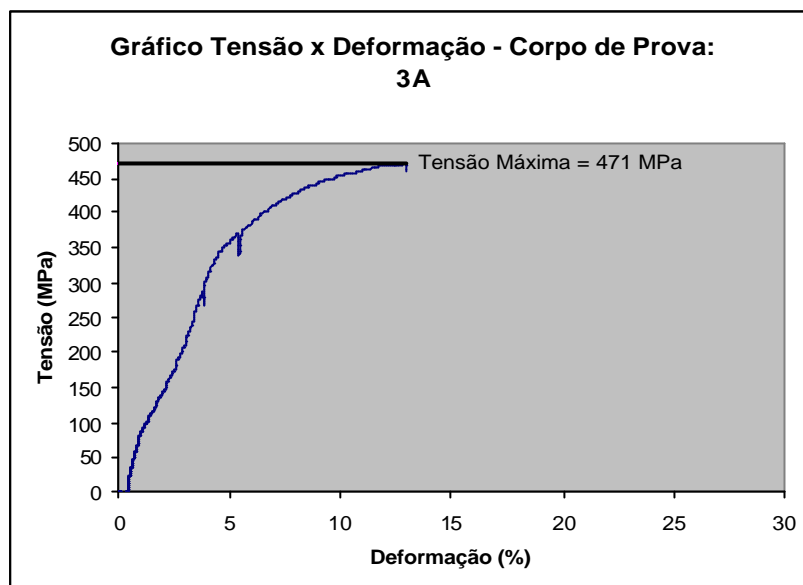
PARÂMETRO Nº3:

Figura 121 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 3A.

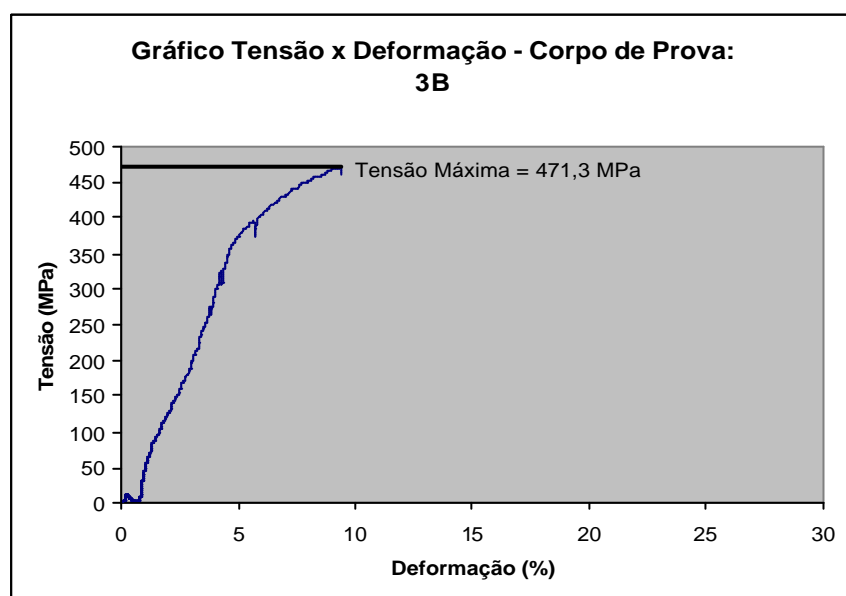


Figura 122 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 3B.

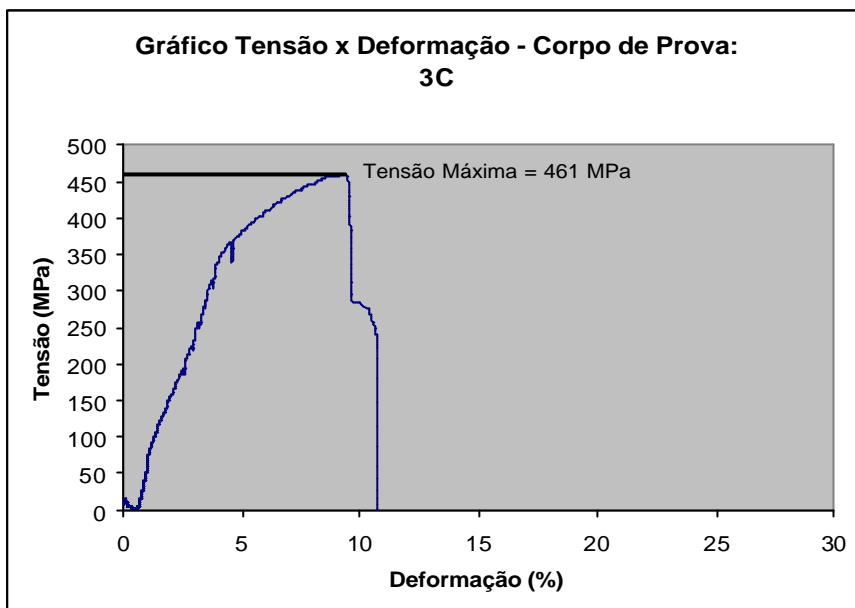


Figura 123 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 3C.

PARÂMETRO N°4:

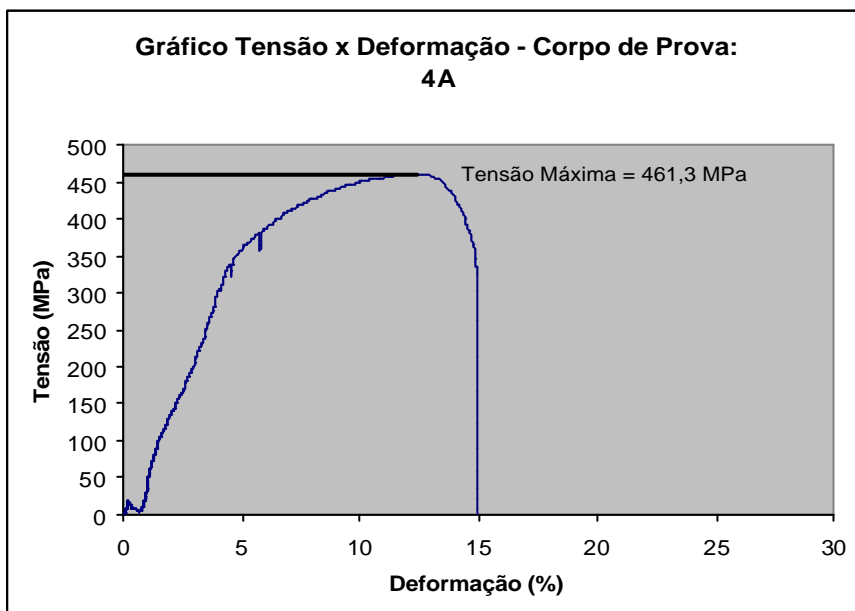


Figura 124 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 4A.

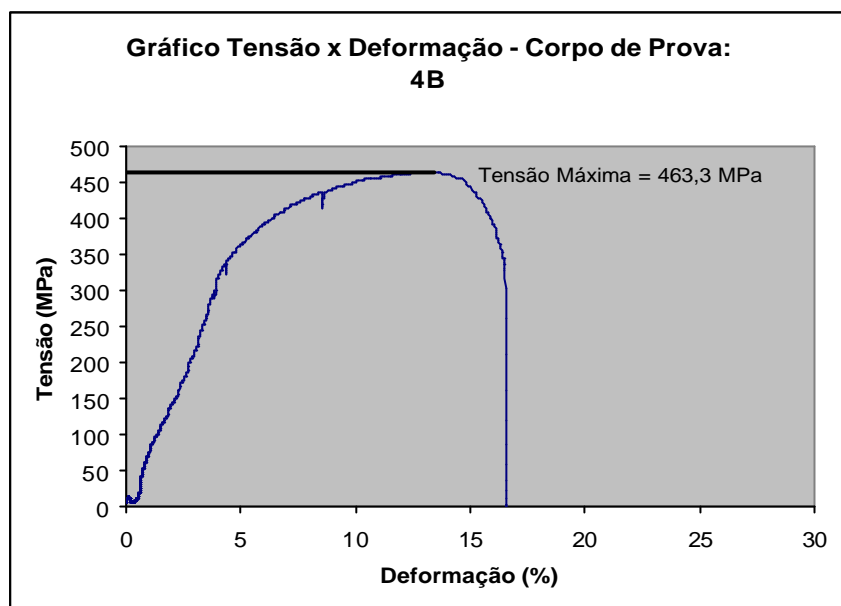


Figura 125 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 4B.

PARÂMETRO Nº5:

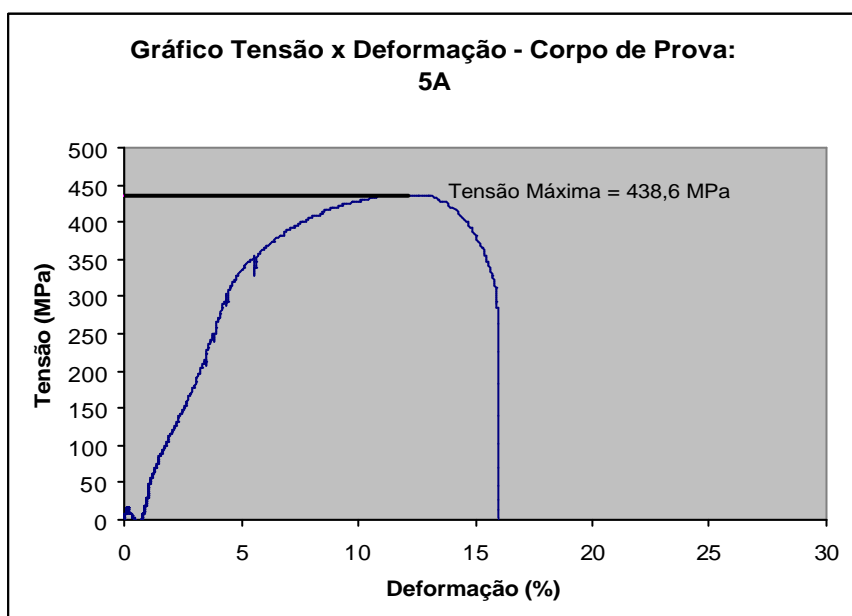


Figura 126 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 5A.

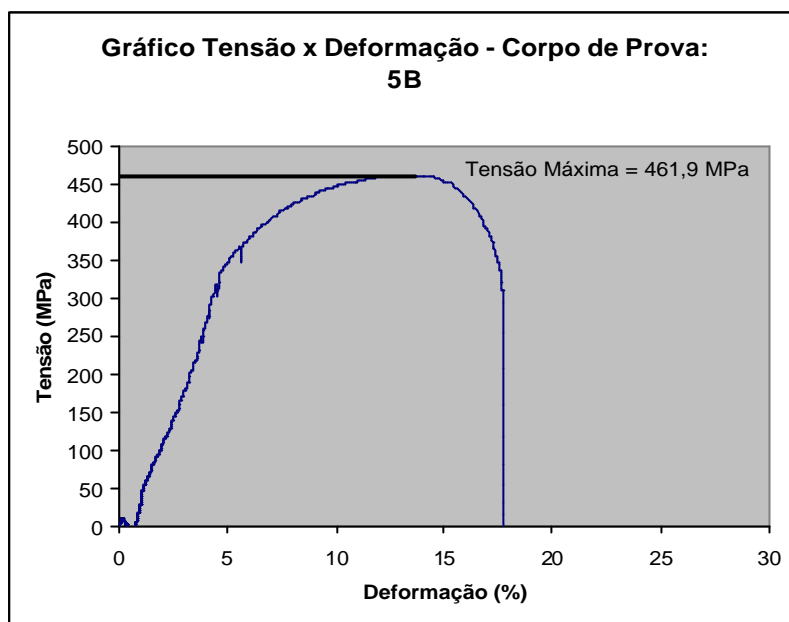


Figura 127 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 5B.

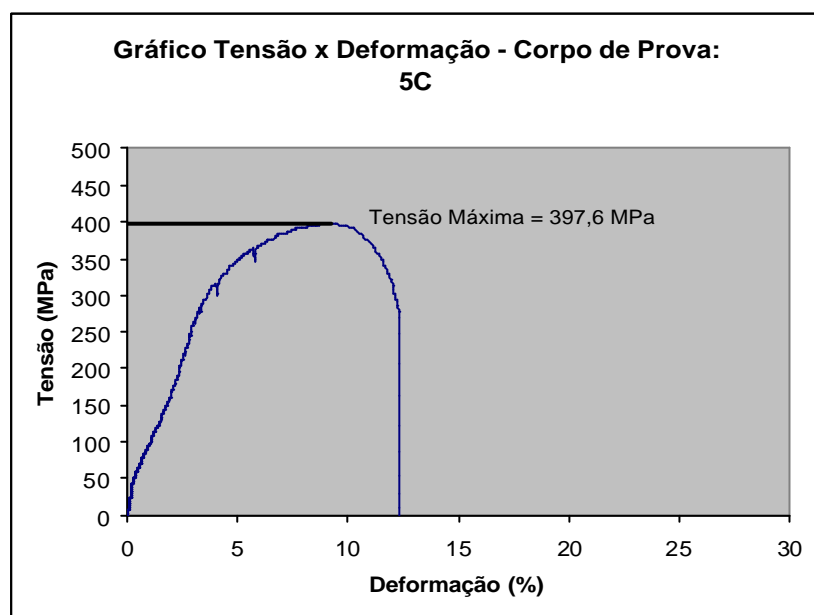


Figura 128 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 5C.

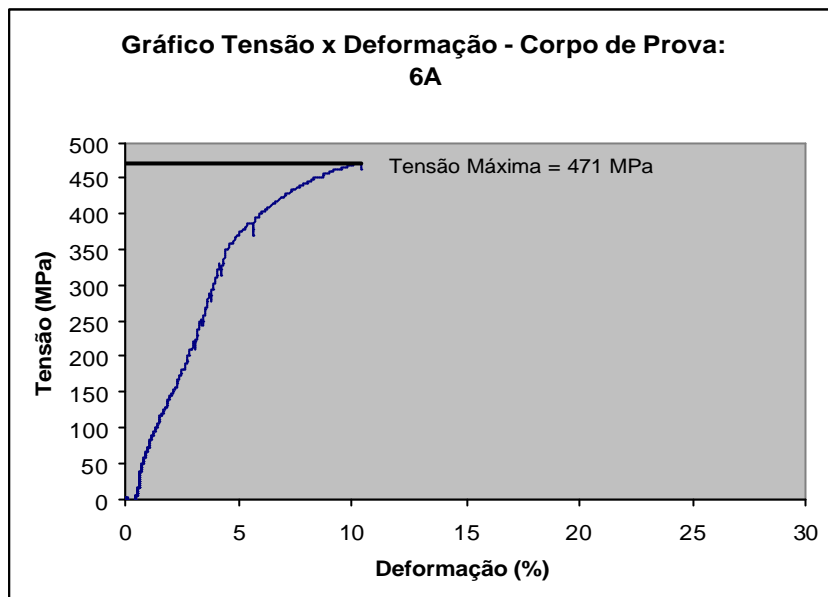
PARÂMETRO N°6:

Figura 129 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 6A.

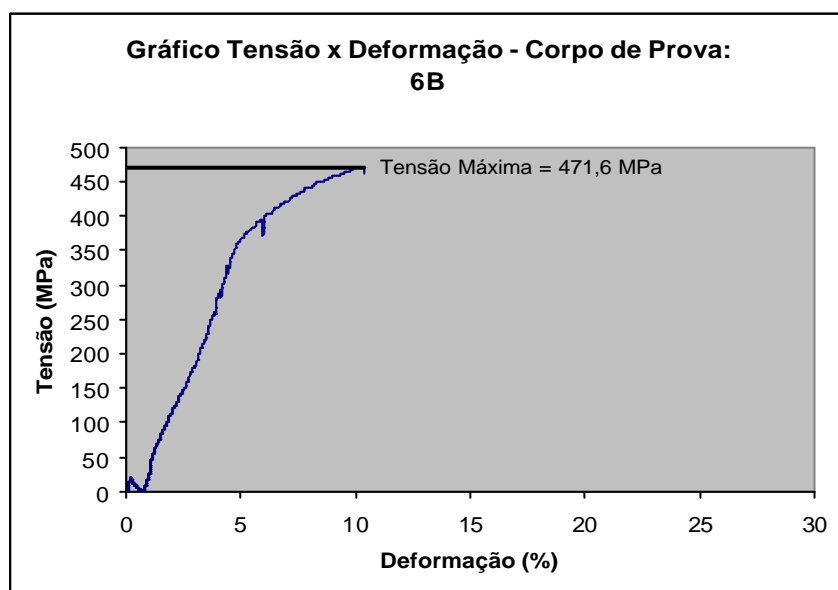


Figura 130 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 6B.

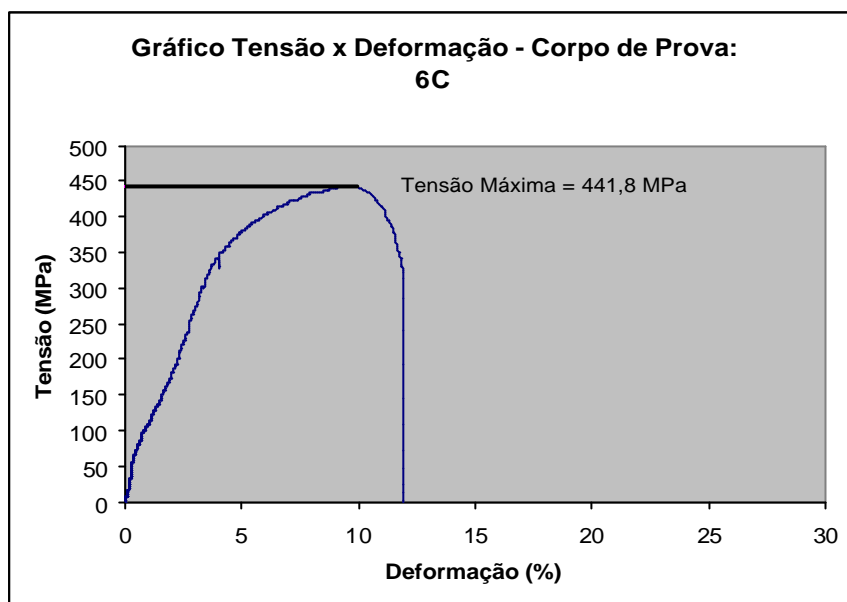


Figura 131 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 6C.

PARÂMETRO N°7:

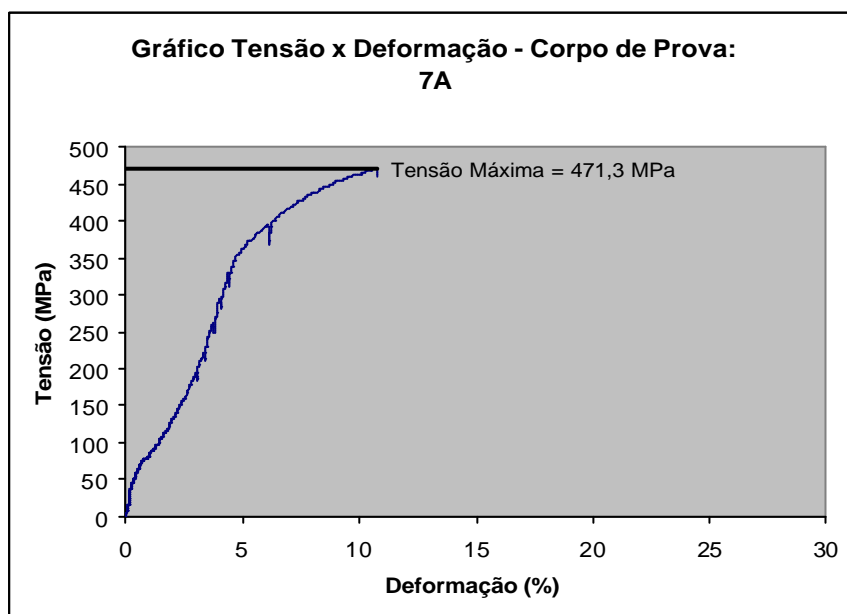


Figura 132 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 7A.

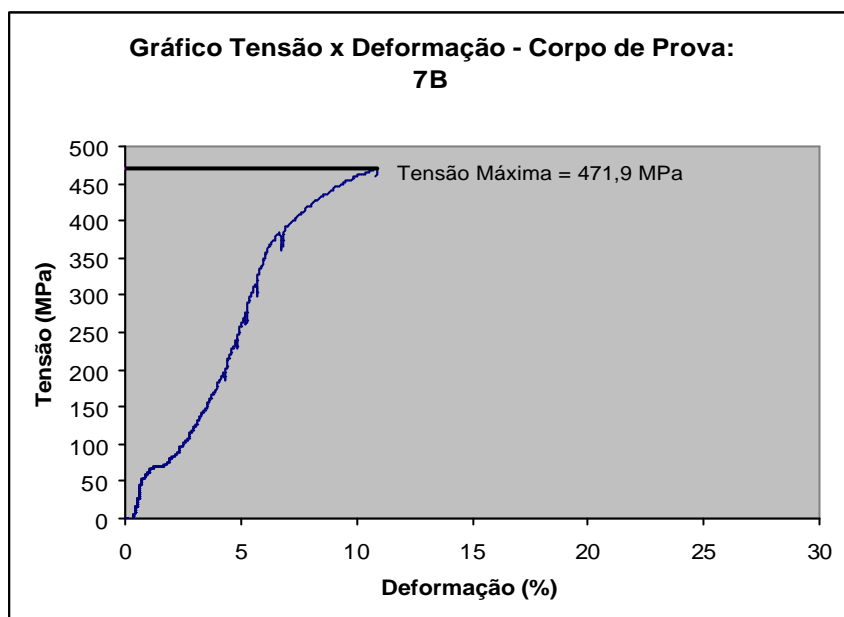


Figura 133 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 7B.

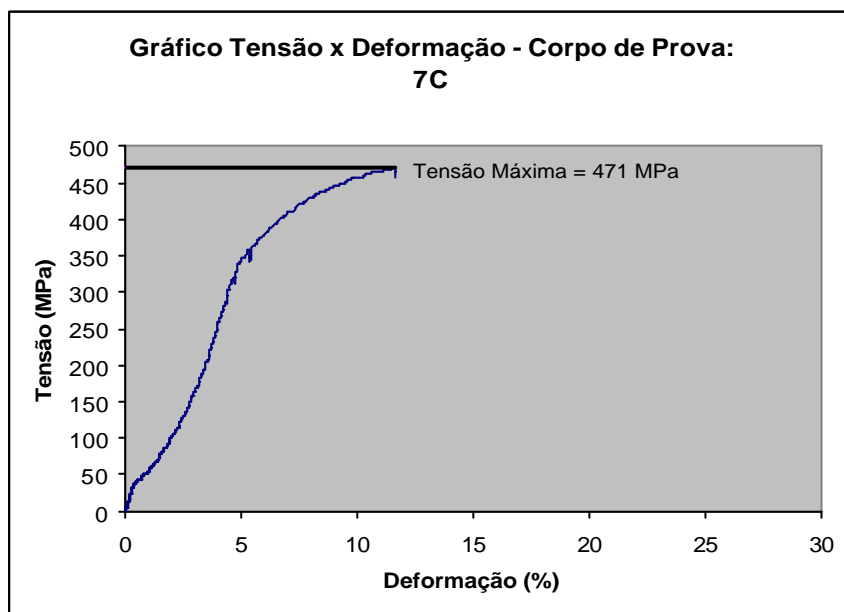


Figura 134 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 7C.

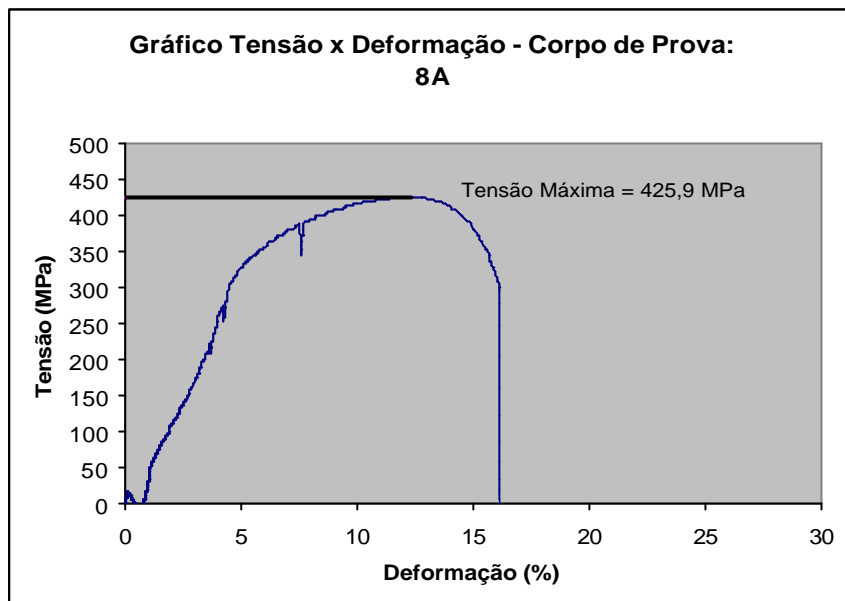
PARÂMETRO N°8:

Figura 135 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 8A.

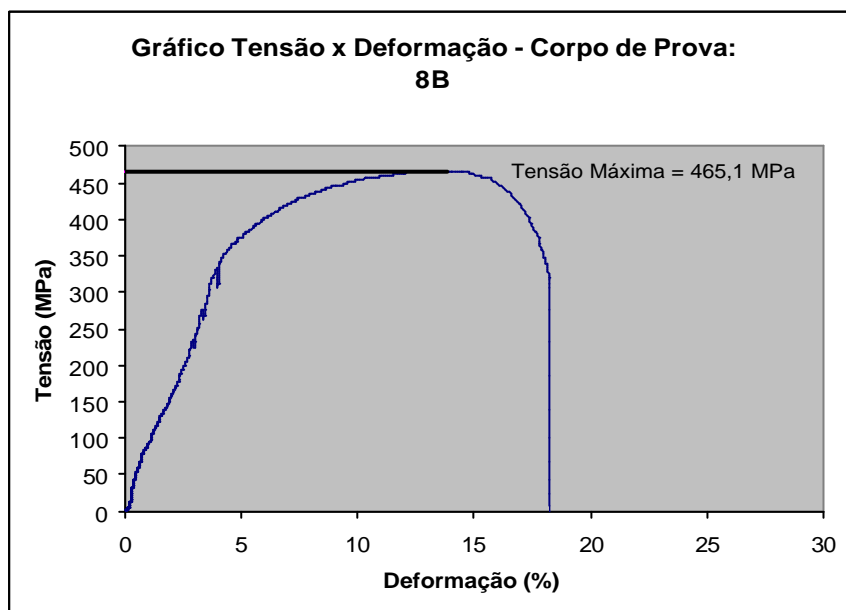


Figura 136 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 8B.

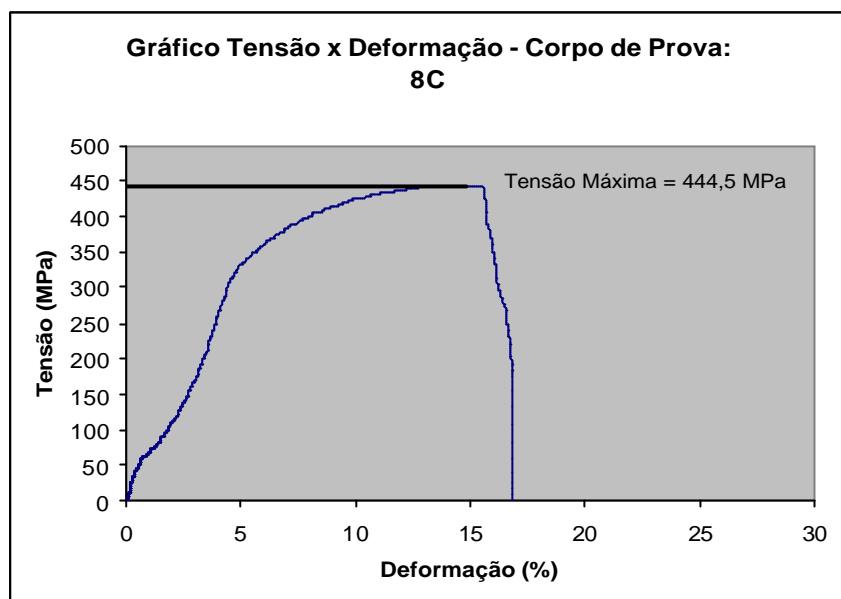


Figura 137 - Curva Tensão x Deformação dos corpos de prova 8C.

Tabela 20 - Resultados das medições de microdureza Vickers.

Microdureza - Vickers							
Parâmetro 1	Parâmetro 2	Parâmetro 3	Parâmetro 4	Parâmetro 5	Parâmetro 6	Parâmetro 7	Parâmetro 8
189,64	209,84	179,16	157,66	179,13	175,68	223,83	183,75
175,30	195,40	178,34	174,09	176,04	174,09	206,61	175,23
170,14	203,78	184,50	162,70	177,06	174,94	195,40	179,30
165,38	184,02	187,98	171,15	166,43	177,08	194,54	172,14
160,09	188,59	184,65	164,58	176,20	174,35	210,71	177,08
160,91	189,61	187,82	175,13	168,64	170,21	200,42	177,16
167,23	184,77	192,42	170,14	168,19	176,09	195,69	172,30
165,42	176,04	181,24	167,70	162,70	173,05	191,45	184,50
166,53	169,28	181,27	173,08	172,09	176,09	185,24	178,64
167,28	173,05	181,58	170,19	166,45	173,26	187,05	180,37
166,31	177,08	181,27	174,36	167,42	172,09	178,57	180,37
162,70	176,09	188,44	172,14	172,55	173,28	181,39	176,07
170,09	184,47	176,09	166,48	167,25	180,90	177,63	171,13
161,76	176,09	194,90	169,28	173,45	162,38	186,03	170,14
166,58	173,13	180,87	165,81	174,04	171,15	178,34	174,04
168,49	166,38	176,15	164,81	165,35	161,85	172,07	179,68
168,17	168,46	178,34	186,06	168,34	167,33	181,39	174,04
175,68	173,13	179,77	180,53	166,41	173,44	184,54	174,09
165,38	177,58	166,31	165,38	170,09	166,31	182,72	169,25
165,38	176,09	177,08	168,42	161,72	177,61	177,25	167,28
162,76	174,43	180,26	168,34	165,38	170,24	180,20	162,63
162,28	178,09	174,57	180,14	164,64	171,36	174,20	174,04
167,33	171,15	171,28	169,35	170,63	175,03	167,33	170,33
168,46	170,19	178,10	172,67	177,41	171,57	174,09	165,45
161,72	173,18	167,46	174,12	171,08	167,42	179,13	167,51
162,91	167,63	171,08	151,15	157,60	161,76	177,08	166,41
159,93	163,55	171,13	166,08	164,65	173,08	183,35	169,13